

**Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava**  
**Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství**  
**Katedra metalurgie**



**Disertační práce**

**SPECIÁLNÍ MIKROLEGOVANÁ OCEL**  
**ODOLNÁ PROTI POŽÁRU**

**Ing. Lukáš Pindor**

Studijní program: **Metalurgie (P 2106)**

Studijní obor: **Metalurgická technologie (2109V036)**

Školitel: **Prof. Ing. Karel Michalek, CSc.**

Ostrava, listopad 2010

### **Poděkování**

Děkuji svému školiteli Prof. Ing. Karlu Michalkovi, CSc. za odborné vedení v průběhu doktorského studia a také za cenné podněty a komentáře při zpracovávání této práce.

Mé poděkování rovněž patří spolupracovníkům odboru Technologie a výzkum Třineckých železáren, a.s. a hlavně pak chci poděkovat Ing. Januszi Dänemarkovi, Ph.D, za pomoc při analýze a zpracovávání experimentálních dat.

Děkuji také rodině a všem blízkým, kteří mě s notnou dávkou trpělivosti podporovali během mého studia.

Obsah:

<b>SEZNAM POUŽITÝCH VELIČIN .....</b>	<b>5</b>
<b>ABSTRAKT.....</b>	<b>6</b>
<b>ABSTRACT.....</b>	<b>7</b>
<b>1 ÚVOD .....</b>	<b>8</b>
<b>2 CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE.....</b>	<b>10</b>
<b>3 SOUČASNÝ STAV LITERÁRNÍCH POZNATKŮ O PROBLEMATICE VÝVOJE A VÝROBY PROTIPOŽÁRNÍCH OCELÍ.....</b>	<b>11</b>
3.1 PROBLEMATIKA ODOLNOSTI OCELOVÉ KONSTRUKCE PROTI POŽÁRU.....	11
3.2 ZÁVISLOST CHARAKTERISTICKÝCH VLASTNOSTÍ KONSTRUKČNÍCH OCELÍ NA TEPLOTĚ.....	13
3.3 MECHANISMY ZTRÁTY ODOLNOSTI KONSTRUKČNÍCH OCELÍ PŘI VYSOKÝCH TEPLOTÁCH.....	15
3.3.1 <u>Peierls - Nabarrovo napětí</u> .....	16
3.3.2 <u>Šplh a příčný skluz dislokací</u> .....	16
3.3.3 <u>Hrubnutí precipitátů</u> .....	16
3.3.4 <u>Interakce mezi dislokacemi a rozpuštěnými atomy</u> .....	17
3.3.5 <u>Působení vměstků</u> .....	17
3.3.6 <u>Tvorba vakancí</u> .....	17
3.3.7 <u>Pokluzu hranic zrn</u> .....	18
3.3.8 <u>Creep</u> .....	18
3.4 VÝVOJ PROTIPOŽÁRNÍCH KONSTRUKČNÍCH OCELÍ.....	18
3.5 ZÁKLADNÍ POŽADOVANÉ VLASTNOSTI PROTIPOŽÁRNÍCH OCELÍ.....	20
3.6 KONCEPT PROTIPOŽÁRNÍCH KONSTRUKČNÍCH OCELÍ.....	21
3.6.1 <u>Vlivy legujících prvků na vysokoteplotní pevnost</u> .....	21
3.6.1.1 Uhlík a dusík.....	21
3.6.1.2 Mangan .....	24
3.6.1.3 Molybden.....	24
3.6.1.4 Wolfram.....	26
3.6.1.5 Chrom.....	27
3.6.1.6 Titan, niob, vanad .....	27
3.6.1.7 Bor .....	31
3.6.2 <u>Vliv procesu výroby na vysokoteplotní odolnost protipožárních ocelí</u> .....	32
3.6.3 <u>Vliv tepelně – deformačních procesů</u> .....	32
3.6.3.1 Teplota ohřevu předvalku .....	32
3.6.3.2 Doválcovací teplota .....	33
3.6.3.3 Podmínky ochlazování vývalků .....	34
3.6.3.4 Dodatečné tepelné zpracování.....	35
3.6.4 <u>Vliv mikrostruktury</u> .....	35
3.7 PERSPEKTIVITA PROTIPOŽÁRNÍCH KONSTRUKČNÍCH OCELÍ .....	36
<b>4 SOUHRN TEORETICKÉ ČÁSTI.....</b>	<b>38</b>
<b>5 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST .....</b>	<b>40</b>
5.1 HISTORIE VÝVOJE NOVÉ PROTIPOŽÁRNÍ OCELI V TŘINECKÝCH ŽELEZÁRNÁCH, A.S. ....	40
5.2 ZKOUŠKY PRO OVĚŘENÍ VLASTNOSTÍ VYVÍJENÉ PROTIPOŽÁRNÍ OCELI .....	40
5.1.1 <u>Chemické složení</u> .....	41
5.1.2 <u>Mechanické a plastické vlastnosti</u> .....	41
5.1.3 <u>Ověření křehkolomových charakteristik</u> .....	41
5.1.4 <u>Metalografická analýza</u> .....	42
5.1.5 <u>Únavové vlastnosti</u> .....	42

5.1.6	<u>Hodnocení creepových charakteristik</u>	43
5.1.7	<u>Zkoušky svařování</u>	43
5.2	VÝVOJ PROTIPOŽÁRNÍ OCELI V TŘINECKÝCH ŽELEZÁRNÁCH, A.S.	45
5.2.1	<u>Etapa I.</u>	45
5.2.1.1	Výsledky hodnocení mechanických vlastností	46
5.2.1.2	Výpočet redukčních faktorů	51
5.2.1.3	Výsledky ověření křehkolomových charakteristik	54
5.2.1.4	Výsledky mikrostrukturní analýzy	56
5.2.1.5	Výsledky hodnocení cyklické pevnosti a odolnosti proti únavě	58
5.2.1.6	Výsledky hodnocení krátkodobých creepových charakteristik	59
5.2.1.7	Vývoj technologie válcování nové protipožární oceli	61
5.2.2	<u>Etapa II.</u>	63
5.2.2.1	Výsledky hodnocení mechanických vlastností	64
5.2.2.2	Výpočet redukčních faktorů	68
5.2.2.3	Výsledky ověření křehkolomových charakteristik	71
5.2.2.4	Výsledky hodnocení cyklické pevnosti a odolnosti proti únavě	74
5.2.3	<u>Etapa III.</u>	76
5.2.3.1	Výsledky hodnocení mechanických vlastností	76
5.2.3.2	Výpočet redukčních faktorů	80
5.2.3.3	Výsledky ověření křehkolomových charakteristik	83
5.2.3.4	Hodnocení cyklické pevnosti a odolnosti proti únavě	84
5.2.2.3	Výsledky metalografické analýzy	85
5.2.3.5	Vývoj technologie válcování nové protipožární oceli	86
5.2.4	<u>Etapa IV.</u>	88
5.2.4.1	Výroba provozní tavby	88
5.2.4.2	Výsledky hodnocení mechanických vlastností	89
5.2.4.3	Výpočet redukčních faktorů	93
5.2.4.4	Výsledky ověření křehkolomových charakteristik	96
5.2.4.5	Výsledky metalografické analýzy	97
5.2.4.6	Výsledky hodnocení cyklické pevnosti a odolnosti proti únavě	98
5.2.4.7	Hodnocení svařitelnosti oceli	99
5.3	DISKUZE VÝSLEDKŮ	102
6.0	<b>ZÁVĚR</b>	<b>108</b>
7.0	<b>KONKRÉTNÍ ZÁVĚRY PRO REALIZACI V PRAXI NEBO PRO DALŠÍ ROZVOJ VĚDNÍHO OBORU</b>	<b>110</b>
	<b>SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY:</b>	<b>111</b>
	<b>SEZNAM PRACÍ DISERTANTA</b>	<b>115</b>
	<b>PŘÍLOHY</b> ..... CHYBA! ZÁLOŽKA NENÍ DEFINOVÁNA.	

## Seznam použitých veličin

Označení veličiny	Název veličiny	Jednotky
$A_m$	obvod průřezu konstrukčního prvku, jenž je vystaven přívodu tepla	m
$V$	průřezová plocha konstrukčního prvku	m <sup>2</sup>
$X_{k,\theta}$	charakteristická hodnota vlastnosti materiálu při zvýšené teplotě $\theta$ sloužící pro navrhování na účinky požáru	
$X_k$	charakteristická hodnota pevnostní nebo deformační vlastnosti pro navrhování pro běžné teploty podle ČSN EN 1991-1-2	
$k_{y,\theta}$	redukční součinitel pro mez kluzu	
$k_{p,\theta}$	redukční součinitel pro mez úměrnosti	
$k_{E,\theta}$	redukční součinitel pro Youngův modul	
$\gamma_{M,\theta}$	dílní součinitel spolehlivosti pro příslušnou vlastnost materiálu pro požární situaci v ČSN P ENV 1993-1-2	
$K_S$	rovnovážná konstanta	
$/M/$	obsah rozpuštěné legury	hm. %
$/X/$	obsah dusíku nebo uhlíku	hm. %
$A, B$	konstanty	
$T$	absolutní teplota	K
$R_U$	mez úměrnosti	MPa
$E$	Youngův modul pružnosti	
$R_{p0,2}$	mez kluzu	MPa
$R_{p2}$	napětí, které způsobí deformaci ve výši 2 %	MPa
$R_m$	mez pevnosti	MPa
$A_5$	lomová tažnost	%
$Z$	lomová kontrakce	%
$\dot{\epsilon}_s$	rychlost sekundárního creepu	s <sup>-1</sup>
$t_{4\%}$	čas pro dosažení 4% deformace	%
$T_{35Jcm}^{-2}$	teplota, při níž dosáhne materiál hodnoty KCV 35 Jcm <sup>-2</sup>	°C
$T_{50Jcm}^{-2}$	teplota, při níž dosáhne materiál hodnoty KCV 50 Jcm <sup>-2</sup>	°C
$T_{50\%}$	teplota, při níž dosáhne podíl houževnatého lomu v materiálu 50%.	°C
$KV$	lomová nárazové práce	J
$KCV$	přepočtená hodnota vrubové houževnatosti	Jcm <sup>-2</sup>
$\Delta b$	velikosti bočního rozšíření vzorku	%
$\sigma_a$	únavové napětí	MPa
$N$	počet cyklů do lomu	

## **Abstrakt**

Jednou z konstrukčních ocelí, které jsou žádané pro svou charakteristickou vlastnost, je i ocel odolná proti požáru, protipožární ocel. Tato konstrukční ocel má lepší pevnostní vlastnosti za náhle zvýšených teplot, když základním znakem této oceli je minimální pokles meze kluzu s rostoucí teplotou (specificky v intervalu 20°C až 600°C). Konkrétně si protipožární ocel umí zachovat při teplotách kolem 600°C asi 2/3 své původní meze kluzu za normální teploty. Protipožární ocel se tedy stává atraktivním prvkem v ocelových konstrukcích, neboť dokáže zajistit dostatečně dlouhou odolnost konstrukce za zvýšených teplot bez použití jakýchkoliv pasivních protipožárních ochran, zastoupených např. sádkartonovými obklady, stříkanými omítkami, protipožárními nátěry, sprinklery apod. Takovýto směr vývoje vede ke zrychlení a zlevnění výstavby ocelové konstrukce.

V této práci je komentován vývoj nové protipožární oceli v Třineckých železárnách, a.s. Část práce je zde věnována problematice protipožárních konstrukčních ocelí. Jsou zde předloženy informace týkající se odolnosti konstrukčních ocelí v případě požáru a možností zvyšování této rezistence. Dále jsou definovány základní mikrostrukturní mechanismy ztráty odolnosti konstrukčních ocelí při vysokých teplotách.

V experimentální části jsou pak systematicky rozepsány jednotlivé etapy vývoje nové protipožární oceli v Třineckých železárnách, a.s., který začíná volbou legující báze nové oceli a pokračuje postupným ověřováním všech požadovaných vlastností dle příslušné normy.

**Klíčová slova:** protipožární ocel, mikrolegovaná ocel, molybden, vanad, precipitační zpevnění

**Abstract**

Fire resistant steel belongs among manifold structural steels widely demanded for its specific properties. Comparing to other structural steels, it's typical of having better strength properties at elevated temperatures, i. e. minimum decrease in YS with increasing the temperature notably over the range of 300 – 600 °C. At temperatures up to 600 °C, the yield point of this type of steel falls to about 2/3 level of the YS measured at ambient temperature. Due to increased fire resistance parameters, the steel can practically be used in fireproof steel constructions where otherwise other passive protection systems have to be applied otherwise other (eg. rigid boards, spray and intumescent coatings, concrete encasement, sprinklers etc.). Generally, the development progress in this field contributes to acceleration and price reduction in building construction.

This PhD thesis concerns the development programme of a new fire resistant steel in Třinecké železářny, a. s. Besides the application area, some complex information on improving the fire resistance are thoroughly explained. Further on, significant microstructural mechanisms resulting in fire resistance instability at higher temperatures are discussed.

Finally, the new steel development progress from the selection of chemical composition to verification of all required properties according to production standards is then systematically elaborated in step-by-step order. Moreover, the new steel marketability analysis is also a part of this work.

**Keywords: fire resistant steel, low alloy steel, molybdenum, vanadium, precipitation hardening**

## 1 Úvod

Ocel jako konstrukční prvek nabízí velký potenciál. S rostoucí vyspělostí moderního designu a konstrukčních technologií se více ukazují architektonické možnosti oceli, hlavně její přizpůsobivost a ekonomická výhodnost. To vše se projevuje nejen v rostoucí výšce a rozpětí staveb, ale také ve vzrůstajícím důrazu na atraktivnost ocelové konstrukce.

Se zvyšující se poptávkou rostou zároveň také požadavky stavebního průmyslu na zlepšování vlastností konstrukčních ocelí, což je mnohdy spojené se snížením konstrukční doby stavby. Zájem je o oceli s kvalitními charakteristikami umožňujícími snížit nebo eliminovat „normohodinové“ požadavky spojené se svařováním, dílenskou výrobou, jinou konstrukčně-vztaženou prací nebo s aplikací požární ochrany. Moderní stavební krédo lze potom jasně formulovat slovy: „Rychle, levně, spolehlivě“.

Jednou z konstrukčních ocelí, které jsou žádané pro svou charakteristickou vlastnost, je i ocel odolná proti požáru, dále označována jako protipožární ocel. Termín protipožární jednoduše vypovídá o tom, že tato konstrukční ocel má lepší pevnostní vlastnosti za náhle zvýšených teplot. Základním znakem této oceli je minimální pokles meze kluzu s rostoucí teplotou (specificky v intervalu 300°C až 600°C). Konkrétně si protipožární ocel umí zachovat při teplotách kolem 600°C asi 2/3 své původní meze kluzu za normální teploty, zatímco obyčejná komerčně vyráběná konstrukční ocel si při této teplotě zhruba zachová pouze 1/3 meze kluzu za normální teploty. Tato skutečnost nabízí nejen větší protipožární odolnost, ale díky vyšší pevnosti za tepla umožňuje i lepší využití zátěže. To vítají především architekti, protože mohou používat elegantnější štíhlejší profily.

Protipožární ocel se tedy stává atraktivním prvkem v ocelových konstrukcích, neboť dokáže zajistit dostatečně dlouhou odolnost konstrukce za zvýšených teplot bez použití jakýchkoliv pasivních protipožárních ochranných opatření, zastoupených např. sádkovými obklady, stříkanými omítkami, protipožárními nátěry, sprinklery (samočinné sprchové hasicí zařízení) apod. Takovýto směr vývoje vede ke zrychlení a zlevnění výstavby ocelové konstrukce.

Pozornost širší veřejnosti se obrátila na skupinu protipožárních ocelí po požáru a následném zřícení budov WTC v roce 2001, kdy společně vyvstaly otázky týkající se problematiky požární únosnosti staveb a možnosti jejího zvyšování. Od této doby se výzkum a vývoj v této oblasti celosvětově rozrostl a zhruba v roce 2003 se i v Třineckých železárnách, a. s. rozběhla idea nové protipožární oceli.



Předkládaná disertační práce prezentuje vývoj nové konstrukční oceli v Třineckých železárnách, a.s., která svými charakteristickými vlastnostmi náleží do kategorie ocelí protipožárních.

Teoretická část disertační práce je věnována vlastní problematice protipožárních konstrukčních ocelí. Jsou zde předloženy informace týkající se odolnosti konstrukčních ocelí v případě požáru a možností zvyšování této rezistence. Dále jsou definovány základní mikrostrukturní mechanismy ztráty odolnosti konstrukčních ocelí při vysokých teplotách.

Podstatná část je věnována vlastním protipožárním ocelím. Je zde stručně rozepsána historie vývoje těchto ocelí, jakož i základní vlastnosti a stabilita těchto ocelí v porovnání s konvenční konstrukční ocelí. V neposlední řadě je zde pozornost zaměřena na technologii výroby protipožárních ocelí, přičemž jsou rozepsány jednotlivé technologické vlivy v rámci výrobního toku materiálu v železárnách.

V experimentální části je komentován výzkum a vývoj nové protipožární oceli v Třineckých železárnách, a.s., na kterém jsem se podílel jako řešitel jedné z etap projektu. Jsou zde systematicky rozepsány jednotlivé etapy vývoje, který začíná volbou legující báze nové oceli a pokračuje postupným ověřováním všech vlastností požadovaných normou ČSN P ENV 1993-1-2. Obdržené výsledky byly také srovnávány s výsledky získanými z komerčně vyráběné protipožární oceli FRS 30. V závěrečné části této práce jsou pak diskutovány jednotlivé výsledky a komplexně vyhodnocen celý vývoj nové protipožární oceli.

## 2 Cíle disertační práce

- Podrobná literární a patentová rešerše zaměřená na téma „Vývoj nové oceli odolné proti požáru“.
- Charakterizace vysokoteplotního chování dané oceli. Studium vysokoteplotních vlastností protipožární oceli dle ČSN P ENV 1993-1-2.
- Hledání optimální kombinace legujících prvků a termomechanického zpracování pro dosažení zvýšené odolnosti proti požáru u oceli vyvíjené v TŽ, a.s..
- Rozvoj poznatků o možnosti udržení, případně dalšího zlepšování vlastností ocelí odolných proti tepelným účinkům požáru, při co možná nejnižších výrobních nákladech.

### **3 Současný stav literárních poznatků o problematice vývoje a výroby protipožárních ocelí**

V následující části disertační práce jsou shrnuty základní poznatky o oblasti odolnosti ocelové konstrukce v extrémním případě požáru, závislosti konstrukčních ocelí na teplotě dle příslušné normy a mechanismech ztráty odolnosti konstrukčních ocelí při vysokých teplotách. V další části jsou pak komplexně charakterizovány protipožární oceli a rozebrán vliv jednotlivých prvků a procesu výroby na konečné vlastnosti těchto speciálních ocelí.

#### **3.1 Problematika odolnosti ocelové konstrukce proti požáru**

V mimořádném případě požáru jsou ocelové konstrukce, zvláště nosné konstrukce, budov a průmyslových staveb vystaveny vysokým teplotám. Ocelová konstrukce proto musí být navržena a provedena takovým způsobem, aby si zachovala svou nosnou funkci potřebnou dobu během trvání požáru.

Pro experimentální a teoretické posuzování požární odolnosti stavebních konstrukcí byly v minulosti pro namáhání požárem vypracovány modely, které stanovují časový průběh teplot v hořícím prostoru. Nejjednodušším modelem, který vyjadřuje závislost teploty v požárním úseku pouze na době trvání požáru, je nominální normová teplotní křivka, která byla vyvinuta pro zkoušení stavebních výrobků americkými pojišťovnami již v roce 1890 [1]. Tato křivka byla poprvé normována v roce 1918 a celosvětově sjednocena v roce 1975. Použití nominální normové teplotní křivky je dnes již výhradně při zkouškách požární odolnosti konstrukčních prvků ve zkušebních pecích.

Pro přesnější posuzování požární odolnosti se v současné době přechází k analytickým modelům předpovědi požární odolnosti konstrukce [2]. Při výpočtu odolnosti konstrukce se postupně řeší teplotní analýza požárního úseku, přestup a vedení tepla v konstrukci, odezva konstrukce na mechanické namáhání při zvýšené teplotě aj. Vznikají tak předpovědi pomocí parametrických teplotních křivek, zónových modelů nebo dynamické analýzy plynů. Pro složitější úlohy a rozsáhlejší prostory se používají vícezónové modely, které jsou již dnes softwarově zpracovány. Jedná se tedy o postupy, které umožňují sofistikovaný rozvoj požárně – bezpečnostního inženýrství.

Relevantnost všech těchto zmiňovaných modelů byla potvrzena požární zkouškou v Mokrsku 2008 [3]. Tato zkouška, kromě dalších hodnotných výsledků, dala možnost srovnání vypočítaných teplot plynu nominální normovou a parametrickou teplotní křivkou, zónovým modelem pomocí programu Ozone v2.2 a změřenými hodnotami při vlastním

experimentálním požáru. Vypočítané hodnoty byly v dobré shodě s naměřenými daty, což tedy potvrdilo relevantnost používaných modelů, na jejichž základě je udávána požární charakteristika ocelové konstrukce v časových jednotkách a to 15, 30, 45, 60, 90, 120 nebo 180 minut (značení R15, R30, R45 atd.). Tento specifický čas reprezentuje buď časovou odolnost konstrukčních prvků skutečnému požáru a/nebo dobu potřebnou pro bezpečný únik lidí. Tyto doby funkčnosti konstrukce jsou dále odstupňovány podle velikosti, místa a použití daného objektu, požárního rizika daného prostoru, hořlavosti hmot použitých v konstrukčním systému aj. a slouží jako nástroj pro zařazení budov do skupin z hlediska požární bezpečnosti.

Při konstrukci budov je doposud dosahováno těchto hodnot požárních odolností pouze díky použití pasivních protipožárních ochran, které zamezují během požáru intenzivnímu ohřevu ocelové konstrukce. Mezi formy pasivní protipožární ochrany jsou zahrnuty sádkokartóny, protipožární spreje a nátěry, různé druhy obkladů aj., tedy materiály zamezující rychlému nárůstu teploty ocelové konstrukce.

V extrémních případech, kdy je celková požární ochrana ocelové konstrukce nedostatečná, dochází v důsledku požáru k poklesu meze kluzu konstrukčního prvku. Hodnoty meze kluzu se mohou při vyšších teplotách snížit až pod okamžité (skutečné) pracovní napětí, což vede k deformaci nebo i porušení konstrukčního elementu. Teplota, při níž si ocel zachovává pouze 60% své původní meze kluzu za normální teploty se nazývá kritická teplota. U běžných typů konstrukčních ocelí dosahuje kritická teplota 400 - 500°C, ale může kolísat i v závislosti na velikosti konstrukčního prvku.

Mezi další podstatné prvky mající vliv na dobu požární odolnosti ocelové konstrukce lze zařadit tvar a rozměr konstrukčního prvku. Toto působení je vyjádřeno u nechráněných konstrukčních prvků tzv. součinitelem průřezu definovaným dle [4]:

$$Am / V, \quad (m^{-1}) \quad (1)$$

kde :  $Am$  je obvod průřezu konstrukčního prvku, jež je vystaven přívodu tepla, m

$V$  - průřezová plocha konstrukčního prvku,  $m^2$

Obecně lze říci, že s klesajícím součinitelem průřezu roste doba požární odolnosti tohoto prvku. Hodnotu součinitele průřezu lze také zvýšit použitím pasivních požárních ochranných materiálů.

### 3.2 Závislost charakteristických vlastností konstrukčních ocelí na teplotě

Obecně, vlastnosti všech konstrukčních materiálů závisí na teplotě. Pro popis chování ocelových konstrukcí za vysokých teplot v případě požáru je třeba znát teplotní, mechanické a tepelné charakteristiky konstrukčních ocelí.

Norma ČSN P ENV 1993-1-2 [5] definuje návrhové hodnoty teplotních a mechanických vlastností materiálu  $X_{\theta,d}$ , které jsou potřebné pro výpočet únosnosti konstrukcí vystavených zvýšeným teplotám během požáru. Tyto návrhové hodnoty  $X_{\theta,d}$  jsou definované následovně:

- teplotní vlastnosti pro návrh s uvažováním teploty:

- jestliže nárůst vlastnosti je příznivý pro bezpečnost:

$$X_{\theta,d} = X_{k,\theta} / \gamma_{M,\theta} \quad (2)$$

- jestliže nárůst vlastnosti je nepříznivý pro bezpečnost:

$$X_{\theta,d} = X_{k,\theta} \cdot \gamma_{M,\theta} \quad (3)$$

- pevnostní a deformační vlastnostmi pro návrh konstrukce:

$$X_{\theta,d} = k_{\theta} \cdot X_k / \gamma_{M,\theta}, \quad (4)$$

kde  $X_{k,\theta}$  je charakteristická hodnota vlastnosti materiálu při zvýšené teplotě  $\theta$  sloužící pro navrhování na účinky požáru;

$X_k$  je charakteristická hodnota pevnostní nebo deformační vlastnosti pro navrhování pro běžné teploty podle ČSN EN 1991-1-2 [4];

$k_{\theta}$  relativní hodnota (zvaná redukční součinitel) pro pevnostní nebo deformační vlastnost při zvýšené teplotě  $\theta$ ;

$\gamma_{M,\theta}$  dílčí součinitel spolehlivosti pro příslušnou vlastnost materiálu pro požární situaci. V ČSN P ENV 1993-1-2 [5] je brán tento součinitel pro teplotní a mechanické vlastnosti roven 1,0.

Jednotlivé pevnostní a deformační charakteristiky při zvýšených teplotách jsou definovány redukčními součiniteli popisující pokles jednotlivých veličin s teplotou [5]. Tyto redukční součinitele jsou:

- redukční součinitel pro mez kluzu ( $k_{y,\theta}$ )  $k_{y,\theta} = \frac{f_{y,\theta}}{f_y}, \quad (5)$

- redukční součinitel pro mez úměrnosti ( $k_{p,\theta}$ )  $k_{p,\theta} = \frac{f_{p,\theta}}{f_p}, \quad (6)$

- redukční součinitel pro Youngův modul ( $k_{E,\theta}$ )  $k_{E,\theta} = \frac{E_{a,\theta}}{E_a}$ , (7)

kde poměr  $f_{y,\theta}/f_y$  - vyjadřuje mez kluzu při zvýšené teplotě  $\theta$  vztaženou k mezi kluzu při teplotě 20°C,

$f_{p,\theta}/f_p$  - vyjadřuje mez úměrnosti při zvýšené teplotě  $\theta$  vztaženou k mezi úměrnosti při teplotě 20°C,

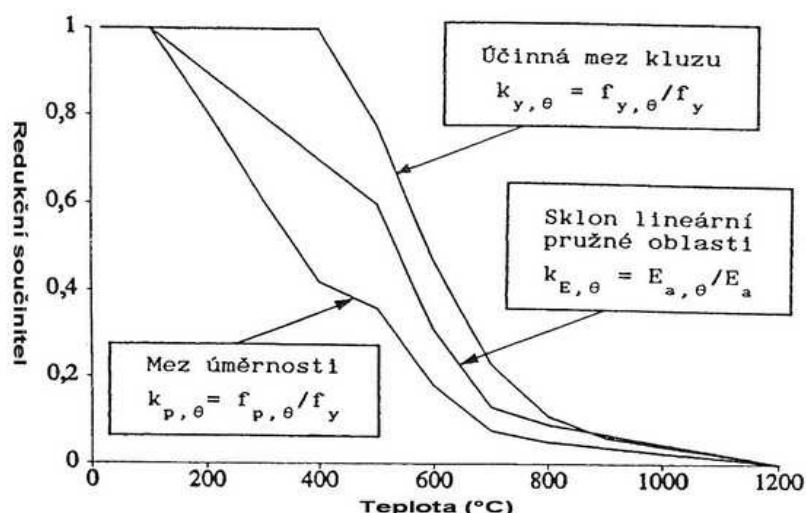
$E_{a,\theta}/E_y$  - vyjadřuje Youngův modul pružnosti při zvýšené teplotě  $\theta$  vztažený k Youngovu modulu pružnosti při teplotě 20°C.

Hodnoty těchto součinitelů pro uhlíkovou ocel jsou tabelovány [5] – viz. např. **tab.1**. Grafické znázornění změny redukčních součinitelů v závislosti na teplotě je na **obr. 1**.

**Tab.1:** Redukční součinitelé pro vztah napětí - poměrné protažení oceli při zvýšených teplotách [5]

Teplota oceli $\theta_a$  °C	Redukční součinitelé při teplotě $\theta_a$ vztažené k hodnotě $f_y$ nebo $E_a$ při 20 °C			
	pro účinnou mez kluzu  $k_{y,\theta} =$ $= f_{y,\theta}/f_y$	pro splnění deformačních podmínek  $k_{\chi,\theta} =$ $= f_{\chi,\theta}/f_y$	pro mez úměrnosti  $k_{p,\theta} =$ $= f_{p,\theta}/f_y$	pro sklon lineární pružné oblasti  $k_{E,\theta} =$ $= E_{a,\theta}/E_a$
20	1,000	1,000	1,000	1,000
100	1,000	1,000	1,000	1,000
200	1,000	0,922	0,807	0,900
300	1,000	0,845	0,613	0,800
400	1,000	0,770	0,420	0,700
500	0,780	0,615	0,360	0,600
600	0,470	0,354	0,180	0,310
700	0,230	0,167	0,075	0,130
800	0,110	0,087	0,050	0,090
900	0,060	0,051	0,0375	0,0675
1000	0,040	0,034	0,0250	0,0450
1100	0,020	0,017	0,0125	0,0225
1200	0,000	0,000	0,0000	0,0000
POZNÁMKA: Pro mezilehlé hodnoty teploty oceli lze lineárně interpolovat.				

Norma ČSN P ENV 1993-1-2 [5] dále určuje také tepelné vlastnosti oceli v závislosti na rostoucí teplotě během požáru. Jsou zde zahrnuty a definovány vlastnosti oceli jako tepelná roztažnost, měrné teplo a tepelná vodivost. Co se týče těchto tepelných vlastností, obecně se nepředpokládá, že existují velké rozdíly mezi jednotlivými druhy konstrukčních ocelí.



**Obr. 1:** Redukční součinitelé pro vztah meze kluzu, meze úměrnosti a modulu pružnosti při zvýšených teplotách [5].

Výše uvedený rozsah vlastností je z konstrukčního hlediska nutnou podmínkou pro zařazení nového konstrukčního materiálu mezi materiály se zvýšenou odolností proti požáru. Dle ČSN P ENV 1993-1-2 [5] platí, že pro příslušnou dobu trvání požáru musí být odpovídající návrhová odolnost při zvýšených teplotách větší nebo rovna návrhovému účinku zatížení pro danou požární situaci a to včetně vlivu prodloužení a deformace.

Jistý handicap této přejaté normy je však v její platnosti, jež je zaměřena pouze na konvenční konstrukční oceli a/nebo nízkolegované oceli s minimální mezí kluzu. Podle Kuboně [6] toto vede ke konzervativnosti výpočtů a k naprosté ignoraci různých materiálových charakteristik a pevnostních úrovní ocelí. Jako příklad výpočtu je v ČSN P ENV 1993-1-2 [5] použita ocel S235 s charakteristickou mezí kluzu při pokojové teplotě 235 MPa. Reálná mez kluzu nosníku vyrobeného z této oceli zpravidla dosahuje až 300 MPa. Toto zvýšení pevnosti s sebou přináší rovněž zvýšení kritické teploty až o 75°C.

Autor [6] dále poznamenává, že protipožární ocel by mohla být zařazena do skupiny ocelí se zvýšenou odolností proti požáru pouze v případě, že se vytvoří národní dodatek k normě ČSN P ENV 1993-1-2.

### 3.3 Mechanismy ztráty odolnosti konstrukčních ocelí při vysokých teplotách

Pevnostní a deformační charakteristiky definované normou ČSN P ENV 1993-1-2 [5] klesají s teplotou následkem zvýšeného pohybu dislokací, aktivovaného dodanou tepelnou energií. Díky této skutečnosti ovlivňuje vysokoteplotní odolnost konstrukčních ocelí mnoho jiných procesů. Do výčtu těchto procesů patří pokles Peierls-Nabarrova napětí, dislokační

šplh/příčný skluz, odloučení rozpuštěných atomů od dislokací, dekoheze vměstků, precipitační hrubnutí a vytváření nových vakancí.

### 3.3.1 Peierls - Nabarrovo napětí

Peierls - Nabarrovo napětí závisí silně na krystalové struktuře, konkrétně tedy na uspořádání atomů na krátko a pevnosti atomových vazeb. S rostoucí teplotou vzrůstají vibrace atomů a tedy Peierls - Nabarrovo napětí a mez kluzu se snižuje jako výsledek slabší pevnosti atomových vazeb při vyšších teplotách. Experimentální stanovení Peierls - Nabarrova napětí může být provedeno z měření deformačního napětí, které signalizuje začátek plastické deformace a tedy bod, při kterém dislokace začínají být pohyblivé. Druhou možností určení tohoto napětí je měření vnitřního tření kovové matrice [7].

### 3.3.2 Šplh a příčný skluz dislokací

Panuje názor, že se dislokace hranového nebo šroubového typu vyskytují obvykle v kombinaci a výjimečně samostatně. Při pokojové teplotě se dislokace pohybují vždy v nejhustěji obsazených rovinách a směrech a to z důvodu nejsnazšího navázání nových vazeb mezi atomy [8]. Při překročení kritického skluzového napětí, které je dáno odolností materiálu vůči plastické deformaci, je aktivní pak ten skluzový systém (rovina, směr), který je optimálně orientován vůči vnějšímu zatížení, tj. ve kterém je maximální smykové napětí.

S rostoucí teplotou, kdy je větší výchylka atomů kmitajících kolem rovnovážných poloh, stačí k pohybu dislokací nižší kritické skluzové napětí, tedy menší smykové napětí.

Při vysokých teplotách pak nastává difúze bodových poruch a může se měnit charakter dislokace. Hranová dislokace se za těchto podmínek může pohybovat kolem překážky procesem zvaným dislokační šplh. Wood [8] konstatuje, že v důsledku vysokého počtu bodových poruch v mřížce a vyšší difúzní rychlosti šplh nastává při vysokých teplotách, v oblasti 0,5-0,7 Tt, kde Tt je teplota tání oceli.

Příčný skluz doprovází šroubové dislokace [8]. Dislokace se pohybuje k paralelní skluzové rovině použitím sečné skluzové roviny stejného systému a při vyšších teplotách může právě tímto procesem překonávat překážky. Příčný skluz nastává při nižších teplotách ve srovnání s teplotami potřebnými pro šplh.

### 3.3.3 Hrubnutí precipitátů

Za účelem nabytí nejstabilnější konfigurace v matici budou při vysoké teplotě růst precipitáty, tento proces je nazýván Ostwaldovo hrubnutí [9]. Při Ostwaldově hrubnutí je matrice prakticky v chemicky rovnovážném stavu s precipitáty a hnací silou hrubnutí je



pokles celkové povrchové energie precipitátů. Malé precipitáty se potom rozpouští a velké rostou. Tímto způsobem nastává degradace mechanických vlastností materiálu, neboť zpevňující vliv disperze precipitátů je spojen s určitou velikostí precipitátů a s mezičásticovou vzdáleností. Při překročení kritické velikosti precipitátu, vzrůstá mezičásticová vzdálenost a zpevňující příspěvek klesá. Rychlost, při které precipitáty hrubnout, závisí na difúzní rychlosti přítomných substitučních prvků.

Dalším vlivem, který lze tomuto procesu přičíst, je změna chemického složení precipitátů, rozpouštění precipitátů chemicky nestabilních a růst chemicky stabilnějších.

### 3.3.4 Interakce mezi dislokacemi a rozpuštěnými atomy

Intersticiálně a substitučně rozpuštěné atomy silně reagují s napětovými poli kolem dislokací a za určitých podmínek se mohou slučovat s těmito dislokacemi za účelem snížení jejich deformační energie. Příkladem toho je slučování uhlíku s dislokacemi za vzniku Cottrelovy atmosféry, charakterizované výraznou mezí kluzu předcházející plastické deformaci. Sloučení prvků s dislokacemi je však nestabilní při vysoké teplotě a při určité kritické teplotě mohou uhlíkové atomy difundovat pryč z dislokací, čímž je umožněn další pohyb dislokací v matici [10].

### 3.3.5 Působení vměstků

Vměstky v oceli mají také podstatný vliv na pevnost materiálu. Díky svým charakteristickým vlastnostem se tyto částice mohou odtrhnout od matrice brzy po začátku plastické deformace. Obecnou příčinou tohoto porušení je relativní snížení pevnosti atomových vazeb na hranicích zrn ve srovnání s vazbami uvnitř zrn [11]. Wood [8] uvádí, že tato dekoheze nastává nejprve při pokojové teplotě na MnS vměstcích, poté na malých oxidech a následně na malých karbidech.

V oblasti vysokých teplot je vliv vměstků ještě vyšší, neboť tyto částice mají odlišný koeficient tepelné roztažnosti než železo. Takto vzniklé tepelné napětí při vysoké teplotě vede k předčasné dekohezi. Podle Honeycomba a Bhadeshii [7], jsou nejpodstatnější hlinitany vápenaté a oxid hlinitý, díky jejich podstatně menšímu koeficientu tepelné roztažnosti než má železná matrice.

### 3.3.6 Tvorba vakancí

Při zvýšených teplotách se následkem tepelného pohybu začínají pohybovat atomy ze svých atomových pozic. Autor [8] předpokládá, že při každé nenulové teplotě musí existovat vakance, jejichž koncentrace je závislá na teplotě a na aktivační energii vzniku vakance. Za

určitých podmínek však mohou vznikat vakance, jejichž koncentrace je vyšší než rovnovážná a existence takovýchto bodových poruch pak následně usnadňuje pohyb dislokací v matici.

### 3.3.7 Pokluzy hranic zrn

Podle Chadwicka a Smithe [12], pokluzy hranic zrn přicházejí v úvahu při teplotách nad  $0,5 T_t$ , kde  $T_t$  je teplota tání oceli. Tato teplota je známější jako ekvivalentní teplota, při které se pevnost hranic zrn a matrice rovná. Nad touto teplotou, jsou hranice zrn měkčí než prostředek zrn. Pokluzy hranic zrn nastávají stříhovým procesem podél směru hranic a mohou znamenat od několika procent po asi 50% z celkové deformace. Obvykle jsou tyto poklusy spojovány s creepovou deformací.

### 3.3.8 Creep

Creep neboli tečení není běžně brán v úvahu v případě krátkodobého požárního zatížení konstrukce, kde použitá kritéria souvisí spíše s aktuálním plastickým tokem než s creepem v konvenčním smyslu slova. Avšak, vzhledem k tomu, že se creep rozhodující měrou podílí na celkové deformaci za vysokých teplot, je potřeba se i o tomto mechanismu zmínit [6].

Jonšta a kol. [13] definují creep jako progresivní deformaci materiálu při konstantním napětí, přičemž toto napětí je menší než napětí na mezi kluzu. K této deformaci obvykle dochází při teplotách vyšších než  $0,3 T_m$  (tzv. homologická teplota), kde  $T_m$  je teplota tavení v (K). Jestliže uvažujeme, že konstrukční ocel může být normálně zatížena do 0,6 násobku meze kluzu při pokojové teplotě, pak toto naznačuje, že nápor plastického tečení by mohl začít kolem 500 - 600°C, když napětí na mezi kluzu klesne pod aplikované zatížení.

Fázová transformace  $\alpha \rightarrow \gamma$  způsobuje také vzrůst creepové rychlosti. Podstatné procesy, které nastávají během creepu jsou difúzní creep a pokluz po hranicích zrn, tzn. procesy, které jsou tepelně aktivované [14].

## 3.4 **Vývoj protipožárních konstrukčních ocelí**

První práce dotýkající se oblasti odolnosti ocelové konstrukce proti zvýšeným teplotám započaly v 50. a 60. letech minulého století. Pozornost byla konkrétně věnována vysokotlakému potrubí, kde hlavním požadavkem byla creepová odolnost. Výzkum také pokrýval oblast trvale tepelně zatěžovaných konstrukcí jako jsou parní kotle, ohřívače vody a autoklávy. Ocelové pláty pro tyto konstrukce již měly chemické složení podobné současným protipožárním ocelím.

Vývoj konstrukčních ocelí nabízející zlepšené pevnostní charakteristiky za zvýšených teplot se však ve skutečnosti specifikoval během minulých 40 let. První oficiální výzkum zaměřený na protipožární mikrolegované oceli byl proveden společností French Steel Company Creusot-Loire v roce 1970 [15]. Následovaly další výzkumy v Austrálii a Japonsku v 80 a 90 letech [16 - 18]. Australské a japonské národní stavební normy měly velice striktní požadavky v oblasti požární odolnosti, a proto byly australské i japonské protipožární oceli ve své vysokoteplotní odolnosti daleko efektivnější než ty evropské.

Po těchto začátcích se vývoj rozběhl celosvětově. Velká pozornost byla protipožárním ocelím věnována v Číně a Indii [19]. V Evropě pak přihlášily své oceli k patentové ochraně ThyssenKrupp Stahl, Corus nebo ILVA [20- 22]. Co se týče České republiky, není kromě patentu společnosti Mannesmann [23] v případě ostatních patentů uvedena ČR mezi zeměmi, vůči kterým byl tento patent uplatněn. Základní chemické složení ocelí pod patentovou ochranou zde uvedených je v **tab. 2**.

**Tab. 2:** Chemické složení ocelí pod patentovou ochranou

Patent	Chemické složení ocelí pod patentovou ochranou (hm.%)									
		C	Mn	Mo	Nb	Cr	Al	Ti	V	Jiný
[16]	Min	0,04	0,5	0,4	0,005			0,005	0,005	0,005 (Zr)
	Max	0,15	1,6	0,7	0,04			0,10	0,10	0,03 (Zr)
[17]	Min	0,01	0,8	0,7	0,05			0,005	0,05	
	Max	0,08	1,6	1,0	0,15			0,025	0,20	
[20]	Min	0,03	0,4	0,3	0,003			0	0,003	
	Max	0,14	1,1	0,8	0,05			0,04	0,05	
[21]	Min	0,01	0,2	0,10	0	0,70	0,020	0	0,01	
	Max	0,14	1,2	0,25	0,02	0,90	0,045	0,02	0,05	
[22]	Min	0,12	0				0		0,10	0,010 (N)
	Max	0,21	1,6				0,060		0,14	0,022 (N)
[23]	Min	0,06	1,0	0,20	0,02		0,005			0,40 (W)
	Max	0,13	2,0	0,40	0,05		0,040			0,70 (W)

**Pozn.** Údaje znázorněné kurzívou znamenají další možné volitelné legury a jejich obsah.

V souhrnu lze říci, že vývoj protipožárních ocelí měl dva směry. Prvním směrem byl vývoj ocelí, u kterých dochází za vyšších teplot k precipitaci částic a tedy disperznímu

zpevnění. Druhým směrem pak byl vývoj ocelí s teplotně stabilní mikrostrukturou, která zaručovala, že se její vlastnosti za vysokých teplot mění velmi pomalu.

### 3.5 Základní požadované vlastnosti protipožárních ocelí

Shrnou-li se základní podmínky a nároky na konstrukční oceli v případě požáru dané normou ČSN P ENV 1993-1-2 [5] a aplikují-li se opatření zabraňující nebo hlavně zpomalující mechanismy ztráty pevnosti oceli za zvýšených teplot, lze hlavní požadavky na konstrukční protipožární ocel shrnout do těchto bodů :

- (1) Minimální pokles meze kluzu s rostoucí teplotou. Při teplotě 350°C snižují konvenční oceli svou mez kluzu na 2/3 své specifické hodnoty při normálních teplotách. Protipožární ocel garantuje tuto hodnotu až do teplot 500 - 600°C. Akceptovatelné snížení meze kluzu s teplotou lze charakterizovat redukčním součinitelem pro mez kluzu ( $k_{y, \theta}$ ),
- (2) stabilita hodnot pevnostních vlastností při požadované teplotě (většinou kolem 600°C) minimálně po dobu 30 min,
- (3) vysoká tvárnost vycházející z dostatečné zásoby plasticity,
- (4) ostatní mechanické vlastnosti při normální teplotě mohou být stejné jako u konvenčních konstrukčních ocelí,
- (5) zpracovatelnost a svařitelnost protipožární oceli mohou být stejné jako u konvenčních ocelí.

Pro dosažení výše definovaných vlastností jsou nezbytné dále zpřesnit nároky na tyto oceli :

- (1) Tvorba teplotně stabilní feritické substrukтуры.
- (2) Přítomnost dalších strukturních fází jako bainit, martenzit aj. Přítomnost těchto fází se projeví rostoucím počtem mezifázových rozhraní, které hrají důležitou úlohu za zvýšených teplot.
- (3) Mikrolegování oceli prvky, které tvoří disperzní, teplotně stabilní karbonitridické fáze.
- (4) Výběr dodatečného tepelného zpracování. Mikrolegující prvky jsou zčásti stále rozpuštěny v tuhém roztoku, a proto mohou následně během ochlazování precipitovat ve formě jemných částic. Toto zpomaluje procesy, které vedou k změkčování oceli za vysokých teplot.

### 3.6 Koncept protipožárních konstrukčních ocelí

Pro detailnější pochopení konceptu protipožárních ocelí lze vycházet z **tab.3**, ve které jsou shrnuty hlavní informace týkající se publikovaných experimentálních protipožárních ocelí. Je zde uvedeno základní chemické složení, výsledná mikrostruktura experimentálních ocelí a také hodnoty meze kluzu a pevnosti za různých teplot. V poznámkách pod tabulkou je doplněna popsána technologie výroby těchto experimentálních ocelí.

Z uvedeného přehledu pak lze vysledovat několik činitelů majících hlavní vliv na vysokoteplotní odolnost protipožárních ocelí.

#### 3.6.1 Vlivy legujících prvků na vysokoteplotní pevnost

Z **tab. 3** je zřejmé, že protipožární konstrukční oceli jsou nízkouhlíkové, obsah uhlíku se pohybuje v rozmezí 0,06 – 0,13 hm.%. Hlavním legujícím prvkem je většinou Mn a Mo v koncentracích do 1,85 hm.% Mn a 0,78 hm.% Mo. Důraz je kladen také na precipitační zpevnění karbidy, nitridy či karbonitridy. Pro přiblížení role jednotlivých prvků v dané oceli, je nezbytné znát jejich vliv a chování za vysokých teplot.

##### 3.6.1.1 Uhlík a dusík

Uhlík a dusík jsou dva nejdůležitější prvky ovlivňující vysokoteplotní pevnost. Oba tyto prvky mají velký vliv na mez kluzu i pevnosti, jak při pokojové teplotě, tak i za zvýšených teplot. Pro vysokoteplotní použití existuje praktická uhlíková oblast v rozmezí 0,05 - 0,2 hm. %, která je omezena horní hranicí 0,2 hm.% uhlíku v důsledku negativního vlivu na svařitelnost oceli. Množství dusíku v oceli je naopak silně závislé na charakteru zpevnění dané mikrolegované konstrukční oceli.

Hlavní roli v precipitačním zpevňování ocelí hrají uhlík a dusík, jejich působení bude rozepsáno v dalších kapitolách. Uhlík a dusík se vyznačuje i dalším mechanismem vysokoteplotního zpevnění ocelí. Jedná se o deformační stárnutí a dynamické deformační stárnutí. Při těchto jevech vznikají interakce intersticiálních a substitučních prvků s pohybujícími se dislokacemi během nebo po plastické deformaci. Oba tyto jevy jsou závislé na rychlosti deformace a teplotě, která ovládá rychlosti pohyblivých dislokací a difúzně rozpuštěných atomů.

**Tab. 3:** Základní údaje o publikovaných protipožárních ocelích

Odkaz	C [hm.%]	Mn [hm.%]	Mo [hm.%]	Nb [hm.%]	Ti [hm.%]	V [hm.%]	Cr [hm.%]	Cu [hm.%]	B [hm.%]	N [hm.%]	Mikrostruktura	Rp <sub>0,2</sub> (+20°C) [MPa]	Rp <sub>0,2</sub> (+600°C) [MPa]	Rm(+20°C) [MPa]	Rm(+600°C) [MPa]
[24]	0,12	0,95	0,15			0,073	0,17	0,09				330	201		
	0,12	0,97	0,29			0,075	0,19	0,09				310	190		
[19]	0,13	0,99	0,26	0,02			0,38			0,0047	Ferit+perlit	338	279	582	332
	0,12	0,96	0,26	0,02		0,12	0,38			0,007	Perlit+bainit	415	280	622	338
[25]	0,06	0,68	-	0,04	0,019	0,06	-			0,01		255	160	380	180
	0,09	0,63	0,08	0,02	0,026	0,06	0,76			0,01		375	226	510	260
[26]	0,10	1,0	0,48	0,02	0,01		0,50				Ferit+perlit+bainit	350	263	580	375
[27]	0,08	0,50	0,50	0,013			0,30				Ferit+perlit	460	312	548	345
[28]	0,10	0,98	0,48	0,017			0,10	0,38		0,01		387	322	582	400
	0,06	0,99	0,5	0,02	0,003	0,06	0,51	0,98		0,007		569	465	753	508
[29]	0,10	0,93	0,46	0,018	0,017					0,0048				475	279
[18]	0,09	1,85	0,37	-	0,003	0,044			4ppm	0,0107	Acikulární ferit+ bainit +martenzit	390	298		
	0,04	1,64	0,20	0,051	0,002	0,058			3ppm	0,0028	Acikulární ferit	435	305		
[30]	0,12	1,05	0,51	0,035	0,012		0,36				ferit+perlit+ bainit	387	285	694	380
[31]	0,07	0,61	0,30			0,10	0,50	0,29		0,012	Ferit+perlit	320	202	460	305
[32]	0,08	1,32	0,54	0,26						0,001	Polygonální ferit	586	575	720	700
[33]	0,09	1,05	0,43	0,015	0,018		0,50				Polygonální ferit+ bainit	538	423	771	469
[14]	0,09	1,24	0,78	0,02	0,01	0,06	0,18				Ferit+bainit	520	323	687	417

**Pozn.** [24] – ocel odválcována do ploštin o šířce 20 mm.

[19] – ocel vyrobena na elektrické peci, převálcováno do bramy, odválcováno do pásů teplota ohřevu 1250°C, a teplota doválcování do ploštin o šířce 12 mm (800 – 925°C).

[25] – výroba: taveno v elektrické peci, odlito do ingotu, převálcováno do bramy (teplota ohřevu 1210°C, teplota válcování 980-1030°C), odválcováno do pásů teplota ohřevu 1200°C, teplota válcování (880-1000°C) a teplota doválcování do ploštin šířky 10 a 12 mm (780 – 930°C).

[26] – ocel vyrobena na konvertoru a odlita na ZPO do bram. Válcování ploštin (ohřívací teplota 1100 – 1150°C, doválcovací teplota 900-930°C)

[27] – výroba oceli neuvedena. Válcování pásů 6 mm (teplota ohřevu 1200°C, teplota doválcování 880°C), dále zrychlené chlazení 30°C/s a navíjení při 580°C.

[28] – výroba oceli neuvedena, válcování neuvedeno - ocel dolegována mědí a normalizována

[29] – výroba oceli v elektrické peci, odlito do ingotu, převálcováno do bramy (teplota ohřevu 1250°C), odválcováno do ploštin šíře 20 mm (teplota ohřevu 1200°C, doválcovací teplota 950°C). Každá ploština chlazená na vzduchu a dále pak ohřívána při 600°C po dobu 900s a opět na vzduchu chlazená.

[18] – výroba: taveno v elektrické peci, odlito do bram, válcování (ohřívací teplota 1200°C, teplota válcování 1000-900°C, doválcovací teplota 900°C)

[30] – ocel vyrobena na konvertoru a odlita na ZPO do bram. Válcování H-nosníků (ohřívací teplota 1177 – 1300°C, doválcovací teplota 853°C).

[31] – ocel tavena ve vakuové indukční peci, odlito do ingotu, převálcováno do bramy (teplota ohřevu 1200°C), válcování ploštin šířky 12 mm (teplota ohřevu - 1100°C, teplota doválcování-850°C), různé parametry chlazení

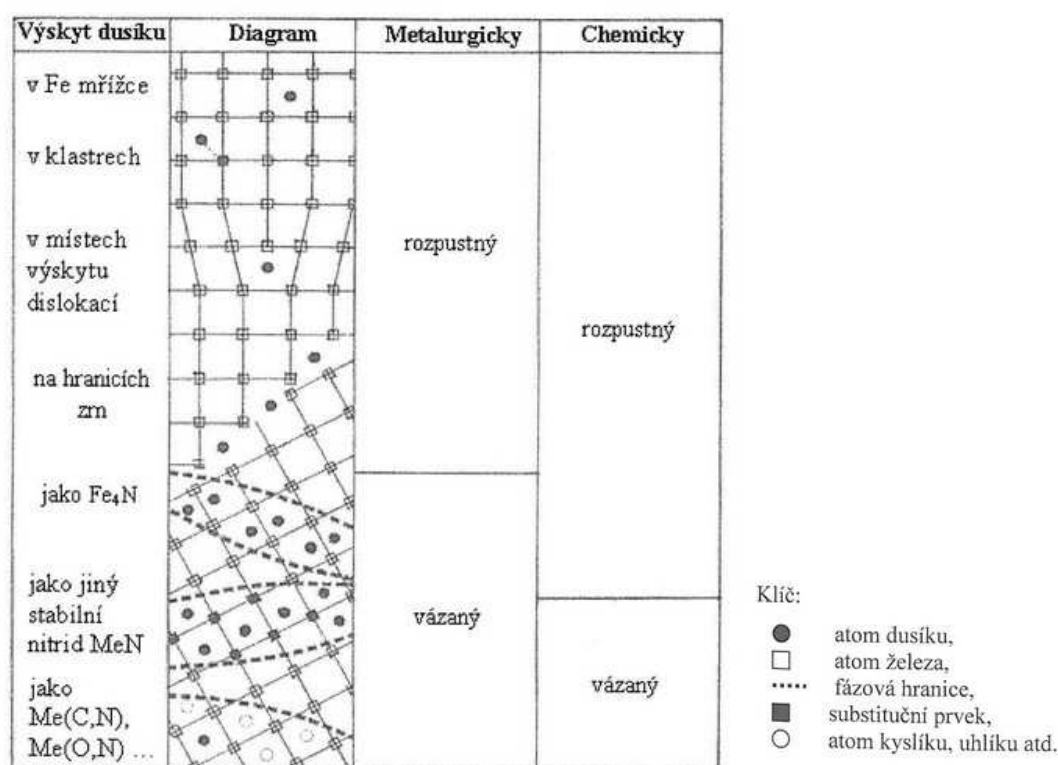
[32] – ocel tavena ve vakuové indukční peci, odlito do ingotu, válcování ploštin šířky 18 mm (teplota ohřevu 1250°C, teplota doválcování-1050-1000°C),

[33] – ocel vyrobena na konvertoru, odlita na ZPO do bram, válcování ploštin šířky 25 mm (teplota ohřevu 1100°C, teplota doválcování 900°C)

[34] – ocel odlita do ingotu, převálcováno do bramy, odválcováno do ploštin šířky 36 mm (teplota ohřevu 1200°C, teplota válcování 1050 – 1100°C, teplota doválcování 800-850°C), po doválcování zchlazeno vodou na 520°C

Obecně na stárnutí se podílejí pouze ty atomy dusíku a uhlíku, které jsou volně (atomárně) rozpuštěny ve feritu (formy dusíku v oceli [35] – viz **obr. 2**). Atomy dusíku a uhlíku, které jsou chemicky vázány jako nitridy a karbidy, nemají na stárnutí žádný vliv. Za běžných teplot dochází k difúzi těchto „volných“ atomů k dislokacím, čímž se zvyšuje napětí nezbytné pro další pohyb těchto dislokací. Toto vede ke zvýšení pevnosti oceli, vzniku charakteristické meze kluzu a poklesu houževnatosti. Za běžných teplot je tento proces pomalý a může trvat i několik let. Za zvýšených teplot (150 – 350°C) je ovšem proces urychlen [36].

Dynamické deformační stárnutí je spojováno se vznikem substitučně – intersticiálních clusterů a jejich interakcemi s dislokacemi. Gonzales a kol. [37] popisují, že v ocelích mikrolegovaných Nb, V a Ti nebo obsahujících Mn, Mo a Cr je teplotní oblast dynamického deformačního stárnutí 200 – 550°C, zatímco u uhlíkové oceli se jedná o teplotní oblast 100 – 400°C.



**Obr. 2:** Formy výskytu dusíku v ocelích [35]

Baird a Jamieson [38] uvažují, že toto interakční zpevnění tuhého roztoku vychází v první řadě ze vzájemné chemické aktivity intersticiálně a substitučně rozpuštěných atomů. Zároveň

však konstatují, že tato skutečnost může být výsledkem interakcí napětového pole, přesněji interakcí lokálních distorzí mřížky intersticiálně a substitučně rozpuštěných atomů.

Teorii vzájemné chemické aktivity intersticiálně a substitučně rozpuštěných atomů podpořili také Hara a Endo [10]. Popisují, že v oceli legované molybdenem vzniká Mo-N dipól v oblasti dislokací, který má smykové napětí kolem 50 MPa při 600°C, v porovnání k 32 MPa pro molybdenové atomy samotné. Přítomnost Mo-C a Mo-N dipólů v protipožární oceli popisuje i Uemori a kol. [39]. Kang a kol. [40] také připisují vzrůst vysokoteplotní pevnosti v oceli legované Mo a Ti a dolegované dusíkem tvorbě Mo-N párů.

Autoři [38] dále uvádějí, že čím se jeví substituční atom jako silnější karbido- nebo nitridotvorný prvek, tím je méně efektivní v produkci interakčního zpevnění tuhého roztoku. Prvky jako V, Nb a Ti se budou snadněji slučovat s C a N při vyšších teplotách a bude vznikat nižší interakčního zpevnění tuhého roztoku než Cr, Mn a Mo. Tomuto jevu lze zabránit volbou takového primárního tepelného zpracování, které umožní zůstat těmto prvkům rozpuštěné v tuhém roztoku (tzn. použitím vysokých teplot ohřevu před válcováním ve spojení s rychlým ochlazováním v teplotní oblasti, kde precipitace nastává).

#### 3.6.1.2 Mangan

Mangan je také prvek významně přispívající k vysokoteplotní pevnosti. Patří k prvkům zvyšujícím pevnost a také houževnatost feritu (**obr.3**).

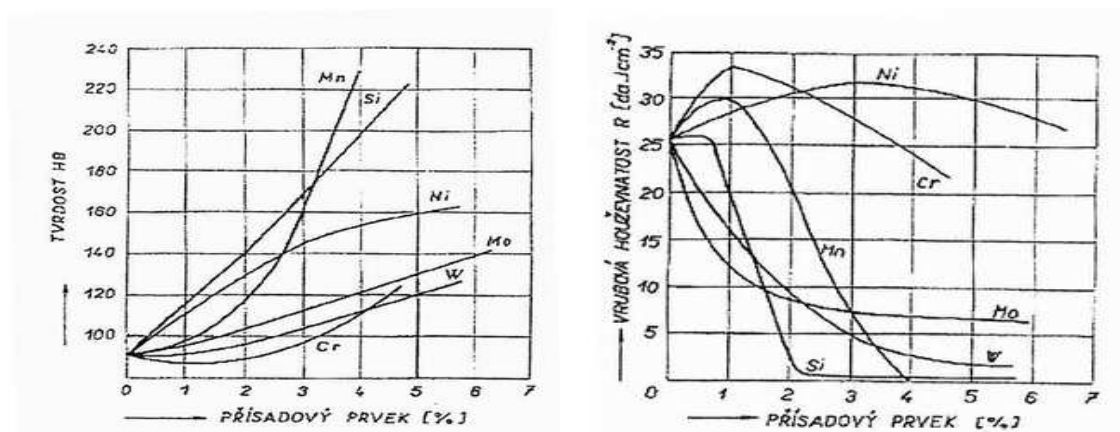
V konstrukčních ocelích se obsah manganu většinou pohybuje kolem 1 hm. % a jeho hlavní rolí je zpevňování tuhého roztoku [41]. Toto zpevňování umožňuje snížit obsah uhlíku, což přináší zlepšení svařitelnosti při zachování stejné pevnosti a výborné houževnatosti.

Další, již zde popisovanou vlastností je působení manganu v rámci dynamického deformačního zpevnění v oblastech teplot 250-500°C [42].

#### 3.6.1.3 Molybden

Na molybden je v patentové a publikační literatuře (viz **tab. 2** a **tab. 3**) nazíráno jako na rozhodující prvek v ocelích odolných vůči deformaci za zvýšených teplot. Toto postavení molybdenu je díky jeho specifickým vlastnostem při pokojové teplotě, ale i za teplot zvýšených.





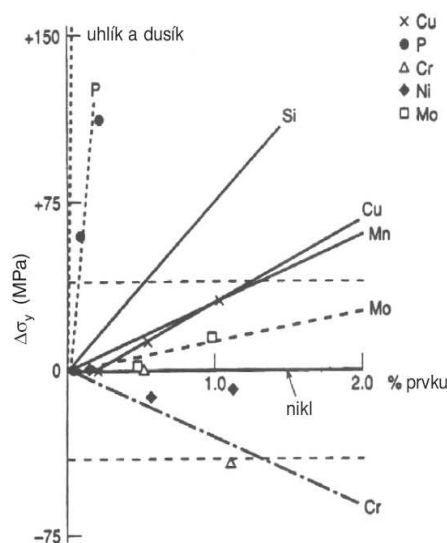
**Obr. 3:** Vliv přísad na tvrdost a vrubovou houževnatost feritu [41]

Molybden tvoří s železem substituční tuhý roztok, přičemž atomový poloměr molybdenu je větší než železa (minimální meziatomová vzdálenost molybdenu je 0,2745 nm a železa 0,2483 nm [43]). Rozdíl atomových poloměrů způsobuje změny v parametrech krystalické mřížky a tedy vznik deformací, které vedou ke vzrůstu tvrdosti a pevnosti feritu za normálních i zvýšených teplot. Atomový poloměr molybdenu není sice mezi prvky největší, avšak spojuje se ještě s faktory dalšími, jako jsou nižší rychlost samodifúze a/nebo větší modul pružnosti. Na **obr. 4** je zobrazen příspěvek molybdenu a ostatních prvků na substituční zpevnění feritu.

V diagramech ARA a IRA posouvá molybden křivky perlitické a feritické přeměny doprava k vyšším teplotám a bainitickou oblast posouvá doleva a k teplotám nižším. Tvoří tak pásmo, ve kterém je austenit dlouhou dobu stabilní [44]. Molybden také snižuje začátek a konec martenzitické přeměny. Po zakalení zvyšuje stabilitu martenzitu, tj. posouvá jeho rozpad k vyšším popouštěcím teplotám [45].

Co se týče mechanických vlastností, rostoucí obsah Mo nepatrně snižuje mez kluzu oceli při pokojové teplotě a lineárně zvyšuje mez kluzu při zvýšené teplotě [46]. Oceli, které jsou legované pouze Mo, vykazují zvýšení meze kluzu při zvýšené teplotě o 74 MPa. Pokud je ocel ještě spolu-legovaná niobem, zvyšuje se mez kluzu při zvýšené teplotě o 101 MPa.

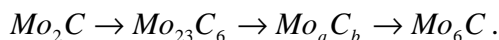
Autoři [29] zjistili, že Mo zpomaluje hrubnutí Nb(C,N) za vyšších teplot. Tento fenomén připisují seskupení Mo atomů kolem NbC precipitátů, díky němuž se snižuje rychlost difúze uhlíkových atomů k precipitátu. Molybden pak dle vyjádření autorů [29] tvoří páry s uhlíkovými atomy za vzniku dynamického deformačního zpevnění.



**Obr. 4:** Příspěvek substitučního zpevnění feritu různými prvky [47]

Důležitým aspektem je taktéž tvorba molybdenových precipitátů. Během prvotního tepelného zpracování dochází k rozdělení molybdenu mezi tuhý roztok a precipitáty.

Honeycombe a Bhadeshia [7] konstatují, že se molybden nejprve rozpouští v cementitu, obecně  $(\text{Fe},\text{Mo})_3\text{C}$  a následně vznikají již karbidy molybdenu v navržené precipitační sekvenci:



Honeycombe a Bhadeshia popisují [7], že všechny tyto jmenované precipitáty způsobují sekundární zpevňující efekt v oblasti 550 - 650°C, přičemž největší vliv je připisován metastabilnímu koherentnímu  $\text{Mo}_2\text{C}$ . Kuo [48] zjistil, že ke vzniku  $\text{Mo}_2\text{C}$  je potřeba poměr Mo/C větší než 1,5.

Práce [49,50] se zabývají vlivem molybdenu na creepovou odolnost ocelí a to hlavně v souvislosti s oceli žáropevnými. Z uvedených prací vyplývá, že obsah molybdenu do 0,5 hm. % zvyšuje žáropevnost nejmarkantněji. Zároveň Lander [50] prezentuje, že již od 0,20 hm. % molybdenu klesá rychlost stacionárního creepu, přičemž tato rychlost je jedna z možností, jak vyjádřit creepovou odolnost.

#### 3.6.1.4 Wolfram

Patří mezi feritotvorné prvky s vlastnostmi velmi podobnými jako molybden, přičemž hraje významnou roli v mikrostrukturní stabilitě a ve zlepšování mechanických vlastností i za zvýšených teplot. V literatuře [51] je dokonce označován za významnější při srovnání

s molybdenem, neboť jeho atomový poloměr je větší než u molybdenu a železa a koeficient difúze je menší než u Mo a Fe, tudíž má schopnost brzdit autodifúzi železa za zvýšených teplot.

#### 3.6.1.5 Chrom

Rozpustnost chromu ve feritu je do 100%. Chrom dále vykazuje větší difúzní rychlost ve feritu než většina kovových prvků. Chrom v oceli podporuje vzrůst tvrdosti a přispívá k vysokoteplotní pevnosti a k odolnosti proti oxidaci. Chrom, ale sám o sobě vysokoteplotní pevnost nezvyšuje [45].

V ternárních slitinách Fe-Cr-C se část chromu rozpustí v základní kovové matici, část tvoří s uhlíkem karbidy. Chrom má také vliv na pevnost oceli, ale pevnost stoupá pomaleji než u manganu nebo křemíku. Autoři [52] pozorovali, že již obsah chromu 0,39 – 1 hm.% zjemňuje zrna a přispívá k růstu množství perlitu, který zvyšuje mez pevnosti oceli. Plastické vlastnosti klesají až do obsahu 2 hm.% Cr pomalu.

U nízkolegovaných ocelí na zušlechťování se obvykle využívá vlivu chromu na zvýšení prokalitelnosti. Křivky začátku transformace austenitu v diagramech ARA a IRA se posouvají doprava. Zvýšení prokalitelnosti je však podmíněno rozpuštěním karbidů chromu při austenitizaci, protože prokalitelnost zvyšuje pouze chrom rozpuštěný v austenitu. Nerozpuštěné karbidy působí jako krystalizační zárodky, které prokalitelnost snižují. S tímto jevem je nutno počítat při stanovení kalící teploty, protože karbidy chromu se rozpouštějí až při vyšších teplotách [45].

#### 3.6.1.6 Titan, niob, vanad

Jak je patrné, všechny publikované protipožární oceli (**tab. 3**) jsou mikrolegované alespoň jedním z prvků titan, niob, vanad. Jedná se o prvky, které mohou díky své velikosti vyvolat v tuhém roztoku zpevnění, avšak díky své silné afinitě k dusíku a uhlíku je rozhodujícím mechanismem v konstrukčních ocelích mikrolegovaných těmito prvky precipitační zpevnění a zjemnění zrna vyvolané danou precipitací [53].

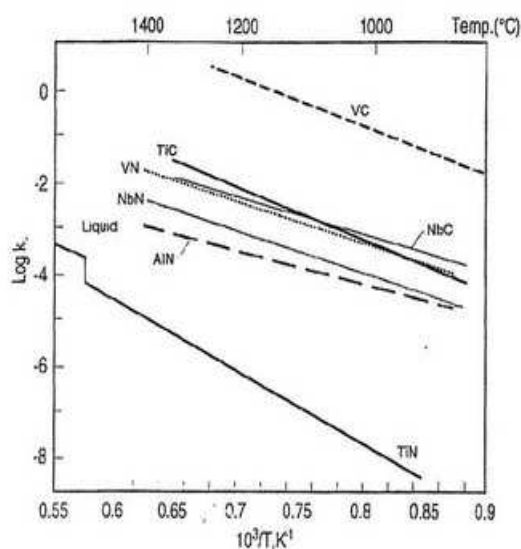
Vyloučení neboli precipitace těchto nekovových fází (karbidů, nitridů, karbonitridů) podléhá několika důležitým faktorům. Konkrétně je precipitace nekovových fází závislá na složení a morfologii precipitátů, charakteru vyloučení a stabilitě jednotlivých typů precipitátů.

Teplotní stabilita těchto fází je závislá na rozpustnosti precipitačních produktů (**obr. 5**). Teplotní závislost součinu rozpustnosti je vyjádřena Arrheniovým vztahem [54]:

$$\log K_s = \log \frac{[M]}{[X]} = A - \frac{B}{T} \quad (8)$$

, kde  $K_s$  je rovnovážná konstanta,  
 $[M]$  je obsah (hm. %) rozpuštěné legury,  
 $[X]$  je obsah (hm. %) dusíku nebo uhlíku,  
 $A, B$  jsou konstanty,  
 $T$  je absolutní teplota (K).

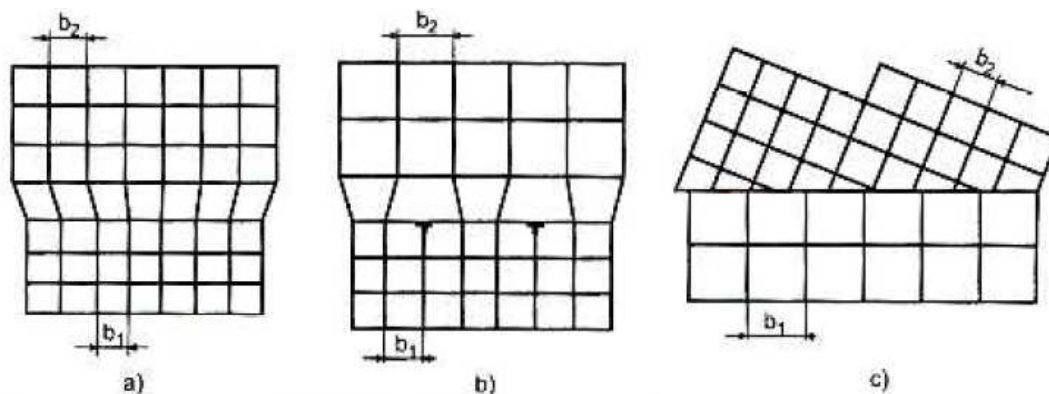
Pro predikci rozpustnosti jednotlivých typů karbidů a nitridů byly mnoha autory experimentálně stanoveny rovnice součinu rozpustnosti (viz **Příloha 1**) [54]. Ukazuje se, že nelze přesně stanovit rozpustnost těchto fází, neboť rozptyl hodnot se liší ve většině případů až o 150°C. Tato skutečnost je dána tím, že se jednotlivé rovnice součinu rozpustnosti vztahují pouze na určité zjištěné chemické složení oceli.



**Obr. 5:** Data rozpustnosti karbidů a nitridů [53].

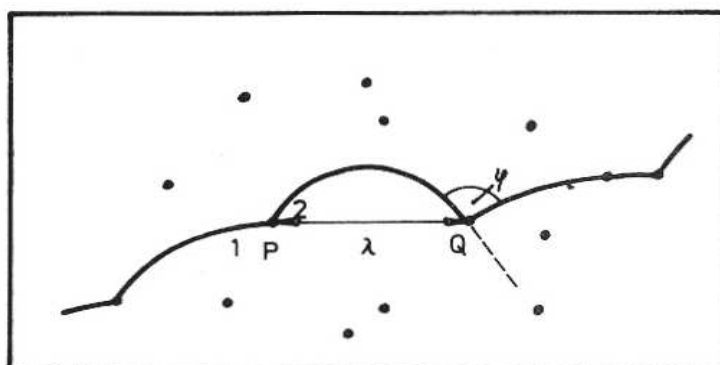
Důležitá je i morfologie vyloučeného precipitátu, která je závislá na charakteru nekovové fáze a teplotních podmínkách. Během rozpadu tuhého roztoku často vzniká nejprve předprecipitační stádium (koherentní s maticí), zvané Guinier-Prestonova (GP) zóna. GP zóna se svou atomovou strukturou příliš neliší od původního tuhého roztoku, přičemž od matrice není zřetelně oddělena žádnou mezifázovou hranicí. V dalším průběhu odmíšení se pak rozvíjí

mezifázová hranice mezi matricí a teď už přechodným precipitátem a v konečné fázi vzniká většinou nekoherentní rovnovážný precipitát (**obr.6**) [55]. Dieter [56] uvádí, že maximální zpevnění ocelové matrice se dosahuje v přítomnosti koherentních precipitátů díky koherentním deformacím probíhajících uvnitř matrice. Se stárnutím se tato koherence ztrácí a pevnost klesá.



**Obr.6:** a) Koherentní rozhraní, b) semikoherentní rozhraní, c) nekoherentní rozhraní [54]

Z morfologie vyloučení precipitátů je pak závislý i charakter zpevnění matrice, který může být buď koherentní a/nebo disperzní. Koherentní zpevnění je založeno na napínání mřížky základního kovu koherentními precipitáty, přičemž deformovaná oblast pak klade značný odpor pohybu dislokací. Disperzní zpevnění se vyskytuje v případě ztráty koherence precipitátu vůči matrici. Dislokační čáry nemohou protnout částice precipitátů, a proto je musí obejít. Musí se mezi precipitáty protlačit, přičemž kolem precipitátů se tvoří dislokační smyčka (Orowanův mechanismus – **obr. 7**). Disperzní zpevnění pak závisí na množství a jejich velikosti, ale i na rozptýlení (disperzi) jednotlivých částic precipitátu [57].



**Obr. 7:** Překonávání částic Orowanovým mechanismem [56]

Titan díky své vysoké afinitě k uhlíku a dusíku tvoří precipitáty při vysokých teplotách, již při teplotách začátku tuhnutí oceli (**obr. 5** či **Příloha 1**). Tyto částice jsou následně během ohřevu materiálu na teplotu válcování stabilní a brání růstu austenitického zrna, uvádí se, že pro tento případ postačí přísada 0,02 – 0,03 hm. % titanu [58].

Precipitáty titanu díky svému brzkému vyloučení v matici slouží také jako nukleární zárodky pro další precipitáty (např. niobu, vanadu aj.).

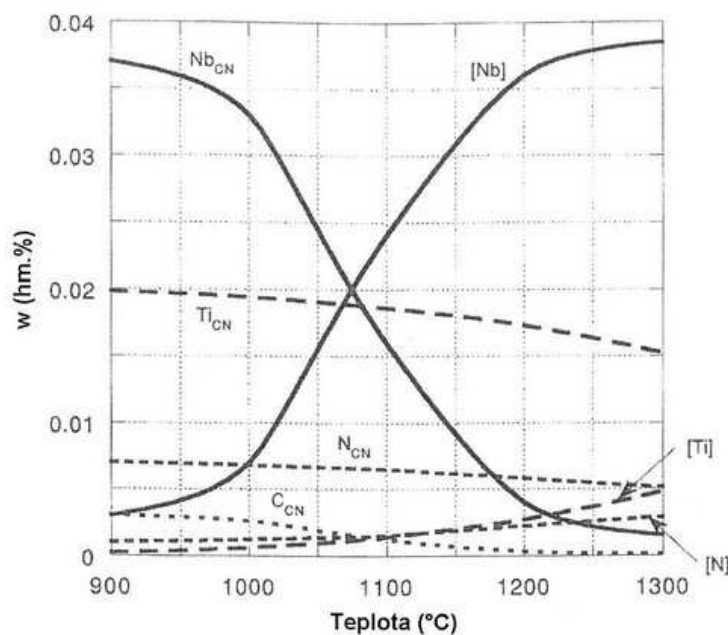
Akhlaghi a Ivey [59] uvádějí, že pomocí EDX kvantitativní mikroanalýzy jednotlivých precipitátů v Ti, Nb a V mikrolegované konstrukční oceli zjistili komplexní složení veškerých precipitátů, přičemž částice titanu tvořily vždy jádro.

Niob je prvek, který rovněž tvoří teplotně stabilní nitridy a karbidy. Díky této stabilitě jsou tyto částice účinné ve zpomalování rekrytalizace během válcování a také ve zpomalování transformace austenitu na ferit, čímž podporují vznik jemnozrnné struktury. Výhody legování niobem se tedy projeví hlavně u řízeně nebo termomechanicky zpracovávaných ocelí, neboť nejvíce částic precipituje při teplotách 800 – 950°C [58].

Niob v mikrolegovaných ocelích rád „spolupracuje“ i s dalšími prvky, například s titanem (**obr.8**), který zvyšuje teplotu rozpustnosti karbidů niobu z 1170°C na 1250°C [6] nebo s molybdenem [39], který tvoří shluky kolem NbC precipitátů a za zvýšených teplot brzdí difúzi uhlíku k těmto precipitátům a tím brání jejich růstu.

U vanadem mikrolegovaných ocelí se také využívá silné afinity vanadu k uhlíku a dusíku za vzniku většinou jemných karbonitridických částic, které přispívají ke zvyšování pevnosti oceli disperzním zpevněním. V porovnání s titanem či niobem mají karbonitridy vanadu slabší vliv na bránění růstu zrna díky jejich vysoké rozpustnosti v austenitu. Kompletní rozpuštění karbonitridů vanadu při ohřevu materiálu pro válcování se uvádí kolem 1050°C [54]. Studium možností kvalitativního a kvantitativního stanovení precipitátů karbonitridů vanadu v konstrukční oceli se také zabýval v diplomové práci Pindor [60] a dále je tato problematika studována v práci Pindora a kol [61].

Při mikrolegování vanadem se většinou počítá se sekundární precipitací, tzn. že válcování materiálu probíhá za dostatečně vysokých teplot, které zaručují, že většina vanadu bude rozpuštěna v austenitu.



**Obr. 8:** Průběhy obsahů prvků tvořících precipitát typu (Ti,Nb) (CN) v závislosti na teplotě pro ocel mikrolegovanou titanem a niobem (chemické složení oceli 0,1 hm.% C, 0,008 hm.% N, 0,04 hm.% Nb, 0,02 hm.% Ti) [58]

Sekundární precipitace pak nastává během dalšího ohřevu (např. žhání) [54]. Prnka uvádí [57], že vzorek s nižším obsahem vanadu pomalu chlazený z nízké austenitizační teploty (960 - 990°C) a nízkopopuštěný (650°C) obsahoval při vysoké hustotě dislokací velký počet malých částic karbidu vanadu. Zatímco vzorek s vysokým obsahem vanadu, pomalu ochlazený z vysoké austenitizační teploty (1030°C) a vysoko popuštěný (730°C) obsahoval při poměrně nižší hustotě dislokací malý počet velkých částic karbidu vanadu v jednotce objemu. Vzorek nízkopopuštěný pak vykazoval vyšší mez kluzu a pevnosti než druhý vzorek. Prnka ovšem soudí [57], že struktura druhého vzorku může být mnohem stabilnější při vysokých teplotách.

### 3.6.1.7 Bor

Bor se vyskytuje v ocelích částečně rozpuštěný v matici a částečně může být vyloučený jako precipitát (v austenitu se rozpustí až 0,021 hm.% boru, ve feritu cca 0,001 hm.% boru). Přednostně se však atomy boru ukládají na hranicích zrn, kde zpomalují difúzi atomů uhlíku a potlačují vylučování proeutektoidního feritu. Zároveň se tímto prodlužuje začátek austenitické

transformace a zvyšuje se prokalitelnost. Vliv boru na zvýšení prokalitelnosti ocelí je alespoň 100krát větší než u ostatních prvků (Ni, Mn, Cr, Mo).

Vliv boru na prokalitelnost závisí také na obsahu uhlíku. Podle zkoušek je bor účinný pouze v měkkých ocelích. V ocelích s vyšším obsahem uhlíku se prokalitelnost nezvyšuje [57].

### 3.6.2 Vliv procesu výroby na vysokoteplotní odolnost protipožárních ocelí

Z patentů či publikací (odkazy viz **tab.2** a **tab.3**) ke komerčním a experimentálním protipožárním ocelím vyplývá, že tyto oceli jsou vyráběné v konvertoru nebo v elektrických pecích s důrazem na použití tříděného šrotu a legur bez většího obsahu škodlivých prvků. Důraz je také kladen na technologii mimopecního zpracování a to z důvodů vysokých požadavků na mikročistotu [62]. Protipožární ocel se tedy nezbytně vakuuje pro dosažení zcela uklidněné oceli s nízkým obsahem kyslíku a vodíku.

Tato ocel je odlévána na zařízení pro plynulé odlévání oceli do bloků, bram nebo sochorů a následovně tepelně válcovaná.

### 3.6.3 Vliv tepelně – deformačních procesů

Obvykle jsou konstrukční prvky vyráběny konvenčním, řízeným nebo termomechanickým válcováním za tepla. Důležitou úlohu při válcování hraje ohřívací teplota předvalku, konečná doválcovací teplota a podmínky chlazení na válcovací trati. Nastavením těchto parametrů se řídí jednak rekrystalizace oceli, množství a charakter vyloučených precipitačních fází a také vznik a přítomnost zákalných složek.

U některých protipožárních ocelí je také kladen důraz na další tepelné zpracování a to buď žíháním na odstranění pnutí a nebo normalizačním žíháním s následným popouštěním.

#### 3.6.3.1 Teplota ohřevu předvalku

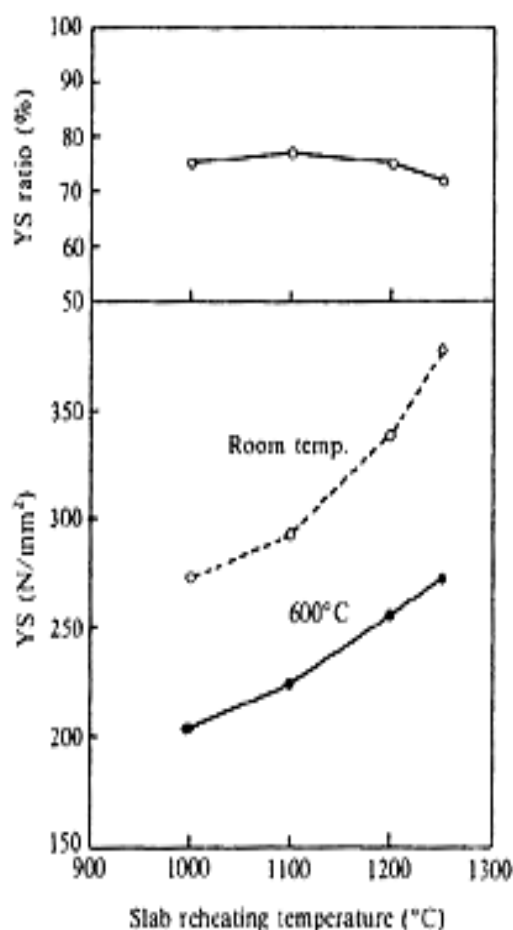
Teplota ohřevu má zásadní vliv na hodnotu výsledných pevnostních vlastností a proto musí být volena dostatečně vysoká pro stejnoměrné prohřátí válcovaného materiálu v celém průřezu, zároveň však nepříliš vysoká, aby nedocházelo k růstu zrna a nadměrnému oduhličení. Mimo to je tato teplota důležitým parametrem při kontrolování množství precipitace, jakož i velikosti precipitovaných částic.

Ding a kol. [34] potvrzují, že zvýšením ohřívací teploty z 1100°C na 1200°C u oceli legované niobem, vzrostla mez kluzu i pevnosti této oceli a to i za zvýšených teplot. Tuto

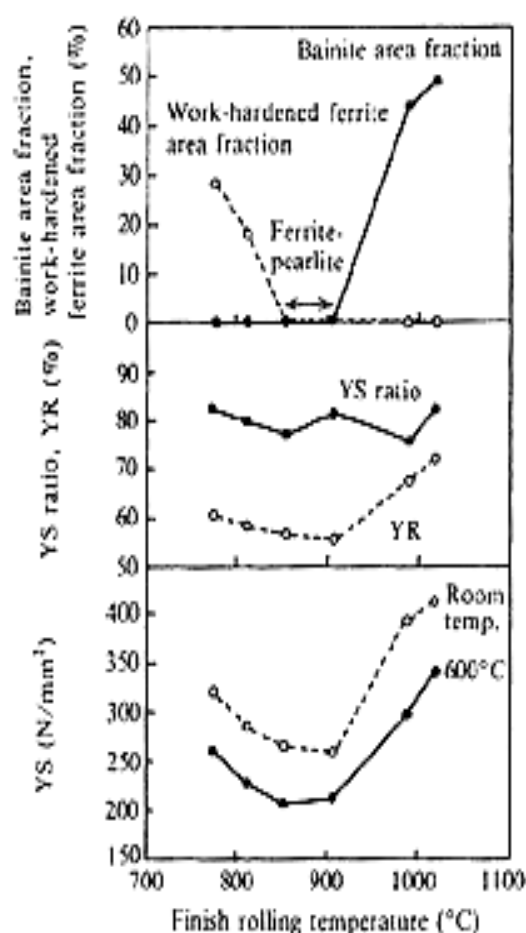


skutečnost připisují získání jemně dispergovaných precipitátů vzniklých díky rozpuštění všech hrubých precipitátů, které se vytvořily po prvotním lití oceli.

Chijiwa a kol. popisují [46], že mez kluzu při pokojové teplotě a při teplotě 600°C klesá se snižující se teplotou ohřevu materiálu před válcováním (**obr. 9**).



**Obr. 9:** Vliv teploty ohřevu bramy na pevnostní vlastnosti ocelových pásnic [46].



**Obr. 10:** Vliv doválcovací teploty na pevnostní vlastnosti ocelových pásnic [46].

### 3.6.3.2 Doválcovací teplota

Také teplota konce válcování má podstatný vliv na mechanické vlastnosti a velikost zrna. Z poznámek pod **tab. 3** je patrné, že existuje široký rozsah doválcovacích teplot při výrobě experimentálních protipožárních ocelí, který se odvíjí od navrženého chemického složení. V seznamu lze tedy nalézt normalizační válcování s teplotou doválcování v oblasti austenitu, kde je využívána možnost úplné rekrystalizace austenitu (např. [29, 32]). K použití normalizačního

válcování se přiklání i Schindler a kol.[63], kteří zjišťují, že po simulaci normalizačního válcování na laboratorní trati Tandem je u experimentální protipožární oceli dosažena nejvyváženější kombinace pevnostních a plastických vlastností.

V poznámkách pod **tab. 3** se pak, a to ve větší míře, objevují informace o doválcování experimentálních ocelí v přechodové oblasti austenit – ferit, využívající hlavně deformací indukovanou precipitaci částic (např. [25,30]).

Chijiwa a kol. [46] komentují, že mez kluzu při pokojové a zvýšené teplotě u oceli legované Nb a Mo se mění s klesající doválcovací teplotou konečného válcování, přičemž dosahující minimální hodnoty kolem 900°C (**obr.10**). Doválcováním v teplotní oblasti transformace austenit – ferit (800 – 850°C) hodnoty meze kluzu rostou z důvodů vzniku feriticko-perlitické struktury s deformačně zpevněným feritem. Pokud je ocel doválcována kolem 1000°C dochází ke zvýšení meze kluzu díky hrubším zrnům feritu a zvýšením objemového podílu bainitu.

Calada a kol. [64] popisují, že nižší teplota doválcování (800°C) zvyšuje množství uhlíku, který zůstane rozpuštěný v tuhém roztoku, což s sebou přináší větší náchylnost k dynamickému deformačnímu zpevnění a k větší požární odolnosti.

### 3.6.3.3 Podmínky ochlazování vývalků

Podmínky ochlazování vývalků po jejich doválcování mají opět významný vliv na konečné vlastnosti materiálu. S rychlostí ochlazování lze měnit velikost feritického zrna, morfologii struktury, tloušťka a vzdálenost perlitických lamel, precipitační morfologii aj.

Při stanovování způsobu ochlazování vývalků se vychází většinou z ARA a IRA diagramů a z jejich základů jsou odvozovány podmínky chlazení a konečná teplota, na kterou se materiál ochlazuje.

Autoři [46,63,65] nezávisle na sobě dokazují, že zrychlené ochlazení materiálu na teplotu 500°C – 650°C vede ke zjemnění feritického zrna a zvýšení meze kluzu při pokojové teplotě.

Ding a kol popisují [34], že rychlým zchlazením materiálu na teplotu 520°C po doválcování dosáhli zvýšení pevnosti za pokojových i zvýšených teplot. Tento vzrůst pevnosti připisují vzniku zákalné fáze ve feriticko-perlitické oceli.

### 3.6.3.4 Dodatečné tepelné zpracování

Jedná se o dodatečný ohřev materiálu za účelem získání jemnější struktury vlivem rekrytalizace zrna nebo sekundární precipitace. Jsou používány operace jako normalizační či rekrytalizační žhání a/nebo popouštění.

Tyto způsoby úpravy většinou doprovází konvenční válcování experimentálních protipožárních ocelí, kdy je teplota doválcování dosti vysoká a tedy většina prvků jako niob či vanad během válcování zůstane rozpuštěna v tuhém roztoku. Následné tepelné zpracování tak vytváří prostor pro sekundární precipitaci [29, 62].

### 3.6.4 Vliv mikrostruktury

Vliv mikrostruktury na vysokoteplotní odolnost protipožárních ocelí lze chápat jako hlavní určující, neboť mikrostruktura je přímo závislá na chemickém složení oceli a použitém procesu výroby.

Vzhledem k nízkému obsahu uhlíku je v konstrukčních protipožárních ocelích (viz **tab.3**) základní mikrostruktura feriticko-perlitická. Kromě těchto struktur se pro vysokoteplotní odolnost jeví nezbytná přítomnost dalších fází, které jsou tvrdší, a které díky své přítomnosti, tedy novým mezifázovým hranicím, tvoří další překážky pro pohyb dislokací.

Obecně platí, že mikrostruktury tvořící se při nižších teplotách mají větší tendenci být „multifázové“ a jsou složeny z feritu, acikulárního feritu, perlitu, horního a dolního bainitu nebo martenzitu. Zatímco mikrostruktury, které vznikají během ochlazování z vyšších teplot, mají tendenci se skládat z feritu a perlitu.

Je potvrzeno různými autory, že přítomnost základních fází ve feriticko-perlitické mikrostruktuře se ukazuje být přínosem pro vysokoteplotní stabilitu. Aseefpour a kol. [18] tvrdí, že acikulární feriticko/bainitická mikrostruktura je důležitá pro protipožární ocel Chijiwa a kol. [66] komentuje, že mez kluzu oceli při 600°C rostla se zvětšující se bainitickou oblastí a příznivý vliv bainitu dokládá i Speer a kol. [67].

Podstatná je i přítomnost a hustota dislokací v těchto ocelích, která je závislá na mikrostruktuře a má své kořeny v tepelném zpracování ocelí. Oceli s vysokou hustotou dislokací pak musí za vyšších teplot efektivně využívat působení precipitace či deformačního zpevnění pro bránění pohybu těmito dislokacím [18].

Diskutabilní roli v teplotní stabilitě mikrostruktury hraje i velikost zrna. Hall - Petchův vztah říká [67], že při pokojové teplotě, se mez kluzu kovu mění v obráceném poměru k druhé odmocnině velikosti zrna, tzn. jemnozrnnější struktura vykazuje vyšší mez kluzu než struktura hrubozrnnější. Avšak, nad ekvikohezní teplotou, kdy nastává skluz podél hranic zrn, toto může mít vliv nepříznivý. Nabarro - Herringova rovnice pro difúzní creep popisuje [67], že creepová rychlost se mění inverzně s druhou mocninou velikosti zrna. Tedy větší velikost zrna bude snižovat creepovou rychlost, protože kovy s většími zrny mají menší poměr hranic zrn na jednotku objemu. Toto vyjadřuje vztah mezi růstem velikosti zrna a vysokou creepovou pevností.

Otázka vlivu velikosti zrna na vysokoteplotní pevnost protipožárních konstrukčních ocelí je tedy sporná, neboť je obtížné oddělit vliv velikosti zrna na creep od vlivu velikosti zrna na mez kluzu. Určitá creepová deformace bude nevyhnutelně nastávat i při vysokoteplotním tahovém testu [11]. Na druhou stranu většina autorů, jejichž odkaz je v **tab. 3**, vidí přínos v jemnozrnnější mikrostruktuře.

### 3.7 Perspektivita protipožárních konstrukčních ocelí

Zhodnocení perspektivity používání protipožárních konstrukčních ocelí v České republice je jedním z hlavních klíčů úspěšného vývoje nové oceli.

Zjednodušeně lze říci, že každý stavební projekt začíná přípravnou fází, ve které se dle příslušného projektu volí materiál konstrukce, typ konstrukce atd. Dále se pro danou konstrukci a podle projektem dané požární odolnosti navrhne optimální pasivní ochrana (nátěr, nástřik či obklad) a podle tabulek a vypočteného součinitele průřezu se tato ochrana správně nadimenzuje (stanoví se tloušťka vrstvy). Náklady na ocelovou konstrukci lze tedy zhruba vyjádřit cenou oceli samotné, cenou za montáž a cenou za dodatečnou aplikaci pasivní ochrany konstrukčního prvku.

Pro projektanty ocelových konstrukcí v České republice je cena konstrukčních ocelí jedním z hlavních ukazatelů při výběru typu oceli. Pro většinu konstrukcí jsou tak používány levné konvenční oceli typu S235, S275 aj., které se pak musí pro danou požární bezpečnost pasivně chránit, přičemž se v současné době ceny pasivních ochran včetně jejich aplikace pohybují v řádech od několika set do řádu několika tisíců korun za m<sup>2</sup>.

Lze proto říci, že je to v první řadě cena protipožárních konstrukčních ocelí, která odrazuje projektanty v České republice od jejich konstrukčního využití. Cena těchto ocelí je v porovnání s konvenčními oceli vyšší z důvodu legování feroslitinami jako jsou feromolybden, ferovanad či feroniob, které se v posledních letech staly jedny z nejdražších legur.

Na druhou stranu, pokud se však pro konstrukci použije protipožární ocel, není potřeba žádných dalších pasivních ochran a v komplexu se na vrub ceny protipožárních ocelí připočte pouze nepatrně vyšší cena spojovacích a svařovacích materiálů.

O srovnání cenových kalkulací pro konvenční a protipožární konstrukční oceli se na hypotetickém příkladě pokusil Pindor [68]. Na zvoleném příkladu únosnosti nosníků (nosníky typu I - o stejném součiniteli průřezu  $Am/V = 59 \text{ m}^{-1}$ ) vyrobených jak z konvenční oceli S275, tak z experimentální protipožární oceli Tavba1 [24], bylo v první řadě demonstrováno dosažení požární odolnosti R30. Nosník z oceli S275 dosáhl této požární odolnosti jen při použití pasivních ochran. Nosník z protipožární oceli nebylo třeba dle výpočtů více chránit.

Při srovnání nákladů na výrobu těchto nosníků z konvenční a protipožární oceli vyplynulo, že ocel Tavba1 byla cca o 2000 Kč na tunu oceli dražší než S275 (při použití cen vstupních surovin platných v TŽ, a.s. pro 1.3.2010). Na druhou stranu pokud se sečetly celkové náklady na konstrukci těchto nosníků, tedy i s aplikací pasivních ochran na nosník S275, jevil se rozdíl v celkových nákladech daleko přijatelnější.

V současné době hraje také ve prospěch perspektivity protipožárních ocelí i fakt, že od 1.3.2010 se v Evropské unii všechny stavební ocelové konstrukce musí navrhovat dle Eurokódů (např. [5]). Tímto rozhodnutím bylo v České republice zrušeno hodnocení požární odolnosti nechráněných ocelových sloupů a nosníků v závislosti na součiniteli průřezu  $Am/V$ , kdy se jednoduše posuzovalo, zda nechráněný prvek vyhoví či nevyhoví velmi častému požadavku na R15[69]. Dle zrušené normy platilo, že např. součinitel průřezu  $Am/V \leq 150 \text{ m}^{-1}$  zaručoval požární odolnost R15. Od 1.3.2010 platí, že součinitel průřezu  $Am/V \leq 150 \text{ m}^{-1}$  musí zaručit požární odolnost kolem R90 [70].

Je tedy zřejmé, že momentálně je rozhodující cena konstrukční oceli. Na druhou stranu, pokud se přihlédne k nutnosti nákladně (finančně i časově) pasivně chránit konstrukční prvky z konvenčních ocelí a k novým striktnějším bezpečnostním předpisům souvisejících s přechodem na Eurokódy, lze vidět určitou perspektivu protipožárních ocelí.

## 4 Souhrn teoretické části

Z literární a patentové rešerše vyplývá následující stručný popis problematiky požární odolnosti ocelové konstrukce a vlastní charakteristiky protipožárních ocelí:

1. Pro posuzování požární odolnosti stavebních konstrukcí slouží v dnešní době jednak výpočty teplot plynu pomocí nominální normové a parametrické teplotní křivky, dále také moderní výpočty pomocí zónových modelů nebo dynamických analýz plynů.
2. Na základě těchto výpočtů je udávána požární charakteristika ocelové konstrukce v časových jednotkách a to 15, 30, 45, 60, 90, 120 nebo 180 minut. Tento specifický čas reprezentuje buď časovou odolnost konstrukčních prvků skutečnému požáru a/nebo dobu potřebnou pro bezpečný únik lidí.
3. Takovýchto hodnot požárních odolností se dosahuje v současné době pouze díky použití pasivních protipožárních ochranných opatření.
4. V extrémních případech, kdy je celková požární ochrana ocelové konstrukce nedostatečná, dochází v důsledku požáru právě k poklesu meze kluzu oceli konstrukčního prvku. Tento pokles může probíhat až do takové míry, že dosažená hodnota meze kluzu klesne pod okamžité pracovní napětí a nastává deformace nebo porušení konstrukčního elementu.
5. Teplota, při níž k deformaci dochází, se udává jako kritická teplota. Při této kritické teplotě si ocel zachovává pouze asi 2/3 své původní meze kluzu za normální teploty. U běžných typů konstrukčních ocelí dosahuje kritická teplota 400 - 500°C u protipožárních ocelí 500 - 600°C.
6. Jednotlivé pevnostní a deformační vlastnosti ocelí při zvýšených teplotách jsou definovány redukčními součiniteli, kteří charakterizují pokles jednotlivých veličin s teplotou a jsou tabelovány v normě ČSN P ENV 1993-1-2. Redukční součinitelé jsou proto jednou z charakteristických podmínek, které musí nová ocel dosahovat, aby mohla být zařazena mezi materiály se zvýšenou odolností proti požáru.
7. Základním znakem protipožárních ocelí je minimální pokles meze kluzu s rostoucí teplotou. Další vlastnosti jako plasticita, zpracovatelnost, svařitelnost aj. jsou srovnatelné z konvenčními konstrukčními oceli.
8. Dobrá vysokoteplotní stabilita je dosahována díky vhodnému chemickému složení a použitým způsobu tváření a v některých případech i tepelnému zpracování.

9. Ve velké většině případů se používá jako hlavní legující prvek molybden, který zpevňuje tuhý roztok a tvoří teplotně stabilní karbidy. Kromě molybdenu jsou protipožární oceli legovány dalšími prvky jako niob, titan nebo vanad, které přispívají k dalšímu zpevnění matrice díky tvorbě karbidů, nitridů nebo také karbonitridů. Tyto precipitáty pak brání růstu zrna a/nebo disperzně zpevňují matici. Některé oceli jsou také legovány borem pro zvýšení prokalitelnosti.
10. Důraz je kladen i na způsob válcování protipožárních ocelí, přičemž s ohledem na chemické složení dané oceli je důsledně volena teplota ohřevu provalku, konečná teplota válcování i teplota a způsob chlazení. V některých případech je zařazeno ještě následné tepelné zpracování.
11. V souhrnu lze říci, že protipožární oceli lze rozdělit na dva typy. Prvním typem jsou oceli, u kterých dochází za vyšších teplot k precipitaci částic a tedy disperznímu zpevnění a druhým typem jsou oceli s teplotně stabilní mikrostrukturou, která zaručuje, že se její vlastnosti za vysokých teplot mění velmi pomalu.
12. Protipožární oceli nejsou v současné době pro projektanty ocelových konstrukcí atraktivní díky jejich ceně, která je vyšší než cena konvenčních konstrukčních ocelí. Na druhou stranu, pokud se přihlédne k nutnosti nákladně (finančně i časově) pasivně chránit konstrukční prvky z konvenčních ocelí a k novým striktnějším bezpečnostním předpisům související s přechodem na Eurokódy, lze vidět určitou perspektivu protipožárních ocelí.

## 5 Experimentální část

Experimentální část předložené disertační práce je systematicky členěna v souladu s postupem prací při vývoji nové protipožární konstrukční oceli v Třineckých železárnách, a. s. Na tomto vývoji jsem se spolupodílel jako řešitel jedné z etap projektu.

### 5.1 Historie vývoje nové protipožární oceli v Třineckých železárnách, a.s.

Jak již bylo v úvodu této disertační práce naznačeno, zhruba v roce 2003 vznikla v TŽ, a. s. idea vývoje konstrukční oceli protipožárního typu. Podnět k této myšlence se zrodil po zhroutení WTC budov v roce 2001 a hlavně po vzrůstajících požadavcích zákazníků po protipožárních konstrukčních ocelích.

Byla proto provedena literární a patentová rešerše v této oblasti a na jejím podkladě bylo navrženo několik typů protipožárních ocelí, které se lišily legující bází chemického složení, obsahem hlavních legujících prvků a/nebo typem válcování. Následovaly jednotlivé etapy vývoje v podobě výroby laboratorních, poloprovozních, provozních taveb a hodnocení jejich specifických vlastností. Protipožární odolnost těchto ocelí byla hlavně ověřována mechanickými zkouškami za zvýšených teplot a výsledky byly posuzovány v souladu s podmínkami danými normou ČSN P ENV 1993-1-2 [5]. Kromě toho byly vlastnosti těchto ocelí srovnávány s protipožární komerčně prodávanou ocelí FRS 30 konzorcia ThyssenKrupp Stahl [71], jejíž vzorek byl v rámci výzkumu zakoupen a také analyzován.

### 5.2 Zkoušky pro ověření vlastností vyvíjené protipožární oceli

Pro ověření vlastností protipožárních ocelí byla dle normy ČSN P ENV 1993-1-2 [5] navržena sada zkoušek, které byly seznány nezbytně nutnými pro možné budoucí zařazení vyvíjené oceli mezi oceli protipožární. Kromě těchto zkoušek byly do sady zařazeny ještě zkoušky odolnosti oceli vůči únavě a vůči tečení, které sice nejsou u konstrukčních ocelí zpravidla vyžadovány, nicméně vzhledem k použití těchto ocelí za vysokých teplot se jeví vhodnými k posouzení.

Většina zkoušek komentovaných v této práci byla provedena externími firmami, neboť Třinecké železářny, a.s. nedisponovaly dostatečným technickým zařízením pro požadované druhy zkoušek. Obdržené výsledky však byly již zpracovávány a další fáze řešení navrhováno výzkumným týmem v Třineckých železárnách, a.s.



### 5.1.1 Chemické složení

Kontrolní rozbor chemického složení se prováděly pomocí RTG analýzy na analyzátoru PHILIPS v akreditované laboratoři č. 1300.2 – VÍTKOVICE - Výzkum a vývoj, s.r.o. Obsahy uhlíku, dusíku a síry pak byly stanoveny z třísek chemickou cestou na analyzátoru LECO ve stejné laboratoři. Analýza boru byla provedena v chemické laboratoři VÍTKOVICE TESTING CENTER, s.r.o., akreditované ČIA pod č. 1306.

### 5.1.2 Mechanické a plastické vlastnosti

Mechanické vlastnosti experimentálních ocelí byly hodnoceny v akreditované laboratoři č. L 1300 – VÍTKOVICE - Výzkum a vývoj, s.r.o. Jednotlivé hodnocené veličiny vycházely z požadavků materiálové sekce normy ČSN P ENV 1993-1-2 [5]. Zkoušky se prováděly na zkušební stroji MTS 100 kN jednoosým tahem v teplotním rozmezí +20 až 800°C (konkrétně +20°C, 100°C, 200°C, 250°C, 300°C, 350°C, 400°C, 450°C, 500°C, 550°C, 600°C, 650°C, 700°C, 750°C a 800°C) a byly posuzovány tyto vlastnosti:

- mez úměrnosti  $R_U$  (MPa) – definované jako napětí, při němž je prodloužení ještě přímo úměrné napětí,
- Youngův modul pružnosti  $E$  – určující míru tuhosti materiálu,
- mez kluzu  $R_{p0,2}$  (MPa) – představující napětí způsobující trvalou deformaci 0,2% počáteční měřené délky zkušební tyče,
- napětí, které způsobí deformaci ve výši 2 % -  $R_{p2}$  (MPa) – představující hodnotu návrhové pevnosti materiálu pro navrhování konstrukcí, u kterého bude jeho trvalé přetvoření po požáru přijatelné,
- mez pevnosti  $R_m$  (MPa)
- lomová tažnost  $A_5$  (%)
- lomová kontrakce  $Z$  (%)

Za účelem dosažení 95%-ní úrovně spolehlivosti příslušné hodnoty, tedy zamezení velkého rozptylu obdržení výsledků, bylo provedeno dostatečné množství tahových zkoušek.

### 5.1.3 Ověření křehkolomových charakteristik

Křehkolomové charakteristiky byly ověřovány zkouškou rázem v ohybu na Charpyho kladivu s maximální energií 300J na zkušebních tyčích rozměrů 10x10x55 mm s V-vrubem. Zkoušky byly prováděny v takovém teplotním rozmezí, které umožňovalo stanovení celé

Vidalovy křivky, tedy výsledky pokryly oblast spodních prahových hodnot, tranzitní oblasti i oblast horních prahových hodnot. Zkoušky byly provedeny v souladu se standardy [72 - 74]. Po přeražení zkušebních vzorků byly vyhodnoceny ostatní vlastnosti, tj. podíl houževnatého lomu na lomové ploše přeraženého zkušebního vzorku a rovněž hodnoty bočního rozšíření zkušebního vzorku po přeražení dle normy [75].

Z výsledků zkoušek rázem v ohybu byly pomocí parametrických rovnic popisujících teplotní závislost jednotlivých proměnných stanoveny přechodové teploty charakterizované jako:

- $T_{35Jcm^{-2}}$ , tj. teplota, při níž dosáhne materiál hodnoty KCV 35 Jcm<sup>-2</sup>,
- $T_{50Jcm^{-2}}$ , tj. teplota, při níž dosáhne materiál hodnoty KCV 50 Jcm<sup>-2</sup>,
- $T_{50\%}$ , tj. teplota, při níž dosáhne podíl houževnatého lomu v materiálu 50%.

Získané výsledky poté byly hodnoceny dle normy ČSN EN 10025-2 [76].

#### 5.1.4 Metalografická analýza

Mikrostrukturní analýza byla provedena na metalografických výbrusech vzorků odebraných kolmo k rovině válcování a v podélném směru. Analýza byla prováděna po naleptání vzorků Nitalem. Mikroskopické hodnocení se dělalo pomocí metalografického mikroskopu NEOPHOT 21 při 200-násobném zvětšení za pomoci software QuickPHOTO Industrial 2.2.

#### 5.1.5 Únavové vlastnosti

Únavu jako jev je nezbytné zohlednit u těch konstrukčních prvků, které jsou vystaveny cyklicky se opakujícím mechanickým namáháním. Praxe prověřila, že i ocelová konstrukce je těmto vlivům vystavena, a tudíž je ji třeba při navrhování takovéto konstrukce brát v potaz.

Bylo rozhodnuto studovat celkovou únavovou životnost experimentálních ocelí ve vysokocyklové oblasti, kdy zatížení probíhá při konstantní amplitudě napětí a únavové chování je charakterizováno Wöhlerovou křivkou (označovanou také S-N křivka).

Zkoušky probíhaly v souladu s ASTM E 466 [78] a byly prováděny na servohydraulickém zkušebním zařízení MTS 100 kN při laboratorní teplotě sinusovým tvarem cyklu při frekvenci 15 Hz. Zkoušky únavy byly provedeny jak při cyklu  $R = 0$  (tj. míjivým způsobem zatěžování a to z důvodů získání konzervativnějších hodnot meze únavy), tak také pro  $R = -1$  při střídavém způsobu zatěžování.

Z každého materiálu bylo odzkoušeno přibližně 10 zkušebních těles v takovém rozmezí amplitudy cyklu, která zaručovala porušení zkušebních tyčí přibližně v rozsahu tisíců až milionů

cyklů. Amplituda zatížení pak byla snižována až na úroveň, kdy k porušení tělesa nedošlo ani po  $10^7$  cyklech (mez únavy). Takto byly získány body jednotlivých Wöhlerových křivek, které byly následně vyneseny v log-log souřadnicích v závislosti na počtu cyklů do porušení. Získanými body na šikmé větvi Wöhlerovy křivky byla proložena mocninná závislost ve tvaru:

$$\sigma = A \cdot N^B \quad (9)$$

, kde  $\sigma$  reprezentuje napětí v MPa,

$N$  je počet cyklů do lomu,

$A$ ,  $B$  jsou materiálové konstanty.

S ohledem na skutečnost, že S-N křivky byly stanoveny na hladkých zkušebních tělesech, s dokonalým, leštěným povrchem, které byly zatěžovány v celém průřezu homogenní amplitudou napětí, bylo možné považovat stanovené hodnoty meze únavy za materiálové charakteristiky [79].

Výsledky pak byly hodnoceny v souladu s normou ČSN EN 1993-1-9 [80].

#### 5.1.6 Hodnocení creepových charakteristik

Vzhledem k nutně krátkodobé creepové expozici na vysoké teplotě byl rozsah zkoušení omezen na použití zkoušek s měřenou deformací, neboť časový rozvoj deformace hraje v chování ocelí v případě požáru prvořadou úlohu.

Vlastní ověřování krátkodobé creepové odolnosti probíhalo při zvolené teplotě 700°C a rozmezí napětí zajišťující dosažení deformace cca 1% až 5 % (hodnota vybrána s ohledem na pracovní rozsah snímačů deformace) v době přibližně 0,5 až 10 hodin. Konkrétně se jednalo o napětí 40, 50, 60, 70 a 80 MPa. Měření bylo prováděno na klasických creepových strojích s pákovým zatěžovacím mechanismem a konstantním zatížením na zkušebních tělesech o průměru 10 mm a měřené délce 100 mm. Postup byl prováděn dle [81]. Časový rozvoj deformace byl zaznamenán indukčními snímači v reálném čase.

#### 5.1.7 Zkoušky svařování

V rámci vývoje nové protipožární konstrukční oceli byly provedeny také zkoušky její svařitelnosti. V současné době je sice značná část konstrukcí spojována nýtováním, avšak ověření svařitelnosti musí být nedílnou součástí vývoje nové konstrukční oceli. Jednalo se tedy o komplexní odzkoušení svařitelnosti, o kterém z důvodů jeho obsáhlosti bude zde zmíněno pouze okrajově.

Zkoušky probíhaly na vzorcích 300 x 1000 x 10mm z odválcovaných plechů, které byly tepelně zpracovány normalizačním žíháním (pokud plechy tedy nebyly samy normalizačně válcovány). Tyto vzorky byly svařovány metodou ručního obloukového svařování na podložce a obloukového svařování v inertní ochranné atmosféře s rychlostí ochlazování charakterizovanými parametrem  $t_{8/5}$  v rozmezí 10 až 25 sec.

## 5.2 Vývoj protipožární oceli v Třineckých železárnách, a.s.

Vývoj nové protipožární oceli v Třineckých železárnách, a.s. probíhal ve čtyřech etapách, přičemž byl podrobně popsán průběh jednotlivých etap. V každé etapě byly podány informace o zvoleném směru vývoje, chemickém složení experimentální oceli, případně jejích modifikací a byly komentovány i výsledky, které se provedly za účelem ověření protipožární odolnosti. Výsledky mechanických zkoušek za zvýšených teplot a křehkolomových vlastností byly graficky srovnávány s výsledky provedené na vzorcích z oceli FRS 30 z konzorcia ThyssenKrupp Stahl. Konečně byly také vypočítány všechny redukční součinitelé a hodnoty shrnuty do tabulky a vyhodnoceny.

### 5.2.1 Etapa I.

V počáteční etapě vývoje byl na základě rozborů literární a patentové rešerše a se zohledněním na požadavky příslušných norem vytvořen návrh konstituce protipožární oceli. Z těchto podkladů byly navrženy čtyři varianty chemického složení, tj. 4 laboratorní tavby (označené LA\_1 – LA\_4 – chemické složení v **tab.4**), včetně technologie jejich výroby v indukční peci. Následně byly vyrobeny ingoty o rozměrech Ø 130/110 x 800 mm, čisté hmotnosti 70kg a tyto ingoty byly překovány do tyčí o Ø 20 mm respektive Ø 40 mm a délce 500 mm s dokovací teplotou 900 – 950°C. S ohledem na předem připravený koncept výroby, který počítal s použitím normalizačního válcování na Univerzální trati TŽ v Bohumíně, byly vzorky vyrobené z tyčí před vlastním zkoušením podrobeny normalizačnímu žíhání režimem 930°C/1h/vzduch.

Ve stejném období byl zakoupen firmou VÍTKOVICE - Výzkum a vývoj, s.r.o. ( pozn. dnes již MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o.) plech tloušťky 20 mm z oceli FRS 30, vyráběné společností ThyssenKrupp Stahl (chemické složení v **tab.4**). Na tomto plechu byly realizovány stejné zkoušky mechanických vlastností při laboratorních i zvýšených teplotách jako u ocelí LA\_1 – LA\_4.

Všechny obdržené výsledky pak byly zpracovány, pro přehlednost graficky zobrazeny a vyhodnocovány.

**Tab.4:** Chemické složení (hm. %) experimentálních taveb a oceli FRS30

Tavba	C	Mn	Si	P	S	Al <sub>celk.</sub>	Cr	Mo	V	Ti	N	B
LA_1	0,12	1,03	0,08	0,019	0,009	0,024	0,82	0,21	0,007	0,003	0,0109	<0,0003
LA_2	0,11	1,22	0,14	0,019	0,009	0,050	0,82	0,21	0,079	0,003	0,0107	<0,0003
LA_3	0,10	1,21	0,11	0,019	0,009	0,062	0,79	0,01	0,067	0,015	0,0095	0,0035
LA_4	0,17	1,32	0,20	0,022	0,009	0,033	0,11	0,21	0,008	0,045	0,0092	0,0006
FRS 30	0,12	1,10	0,23	0,016	0,003	0,042	0,69	0,30	0,035	0,006	0,0102	<0,0003

#### 5.2.1.1 Výsledky hodnocení mechanických vlastností

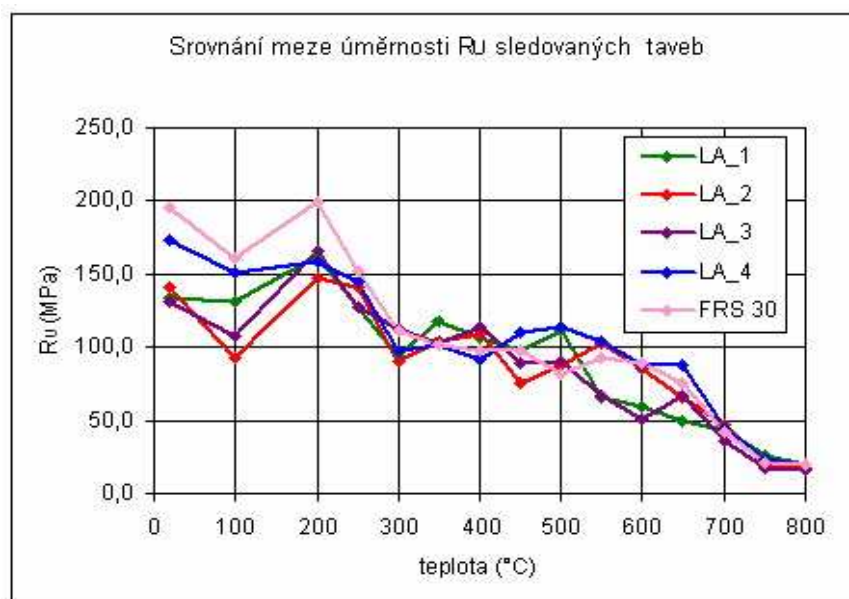
Vyhodnocení mechanických vlastností se provádělo na základě hodnot získaných ze zkoušek v jednoosém tahu v teplotním rozmezí +20 až 800°C, za podmínek již výše zmiňovaných. Hodnocení v této počáteční etapě vývoje nové protipožární oceli bylo důležitým kritériem pro stanovení, která varianta chemického složení je pro tuto novou konstrukční ocel nejvýhodnější.

#### *Mez úměrnosti*

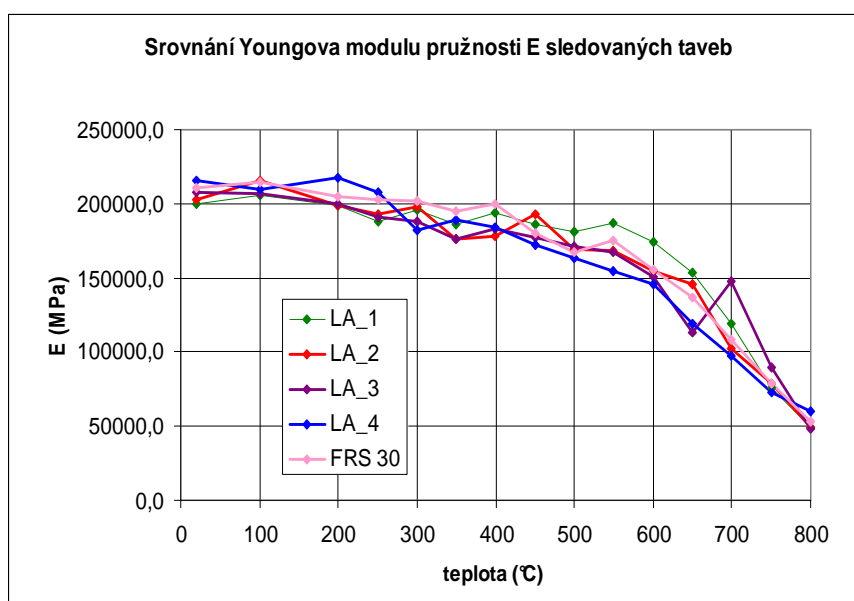
Hodnoty meze úměrnosti  $R_U$  vykazovaly ze všech hodnocených veličin největší rozptyl, což je dáno tím, že na rozhraní mezi pružnou a plastickou deformací je detekce přesné hodnoty obtížná. Nebylo tedy možné jednoznačně rozhodnout, která varianta má nejvyšší elastické hodnoty. Graf na **obr. 11** však ukazuje, že v oblasti teplot 400 – 700°C dosahovaly oceli LA\_2 a LA\_4 hodnoty srovnatelné z komerčně vyráběnou ocelí FRS 30.

#### *Youngův modul pružnosti*

Menší rozptyl hodnot než v případě meze úměrnosti (**obr.12**) byl pozorován u teplotní závislosti Youngova modulu pružnosti. Všechny tavby včetně referenční oceli FRS 30 měly velmi blízké hodnoty Youngova modulu pružnosti. Pouze tavba LA\_1 vykazovala v teplotním intervalu 500 – 700°C mírně zvýšené hodnoty.



**Obr.11:** Srovnání meze úměrnosti  $R_U$  experimentálních taveb

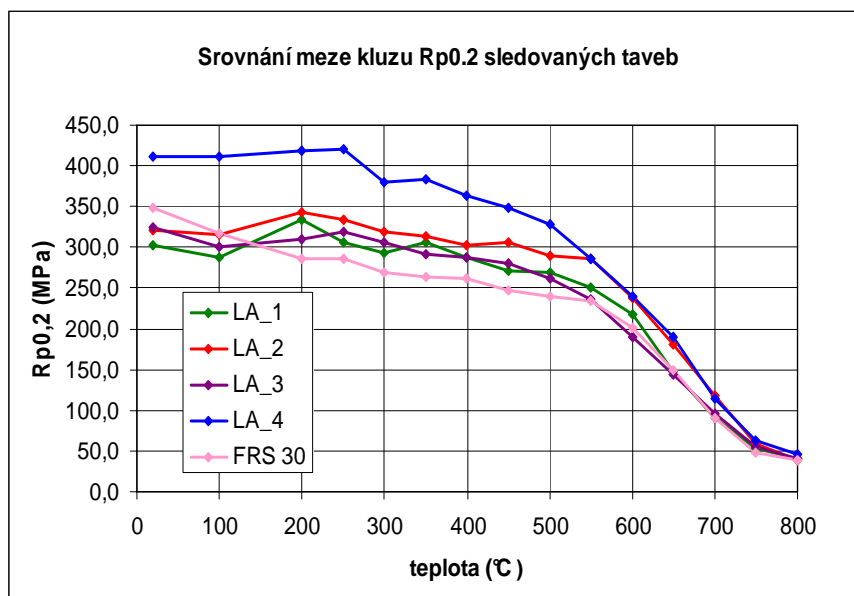


**Obr.12:** Srovnání Youngova modulu pružnosti  $E$  experimentálních taveb

### *Mez kluzu*

V případě meze kluzu  $R_{p0,2}$ , tedy nejdůležitějšího parametru z pohledu mechanických vlastností u konstrukčních ocelí, ukazovaly získané hodnoty (**obr.13**) na značnou převahu tavy LA\_4 a to do teplot 550°C. Od teploty 550°C jsou meze kluzu LA\_4 a LA\_2 identické.

Z obdržených hodnot bylo také patrné, že meze kluzu všech experimentálních taveb jsou v oblasti 200 až 550°C vyšší než mez kluzu oceli FRS 30.



**Obr.13:** Srovnání meze kluzu  $R_{p0.2}$  experimentálních taveb

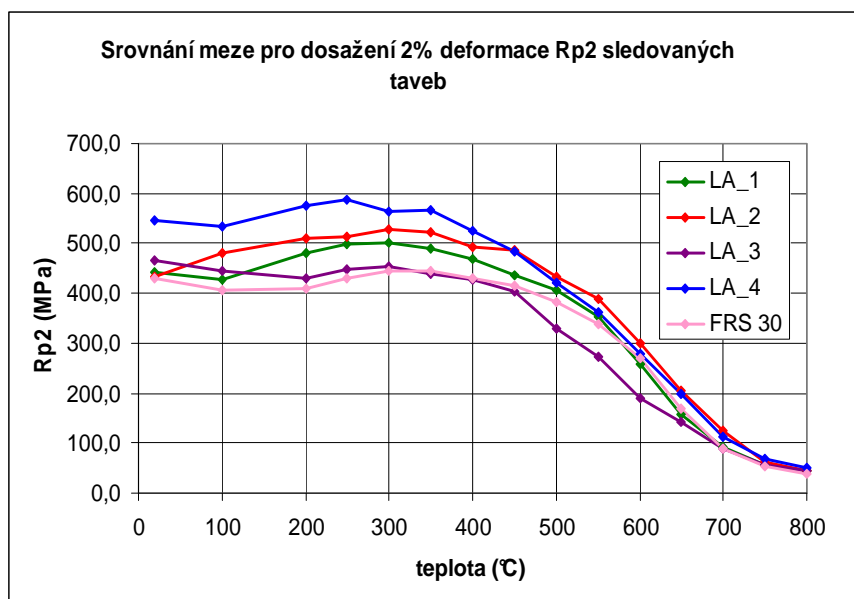
### ***Mez 2%-ní deformace***

Hodnocení 2%-ní deformace  $R_p2$  (**obr.14**) také ukázalo dominanci oceli LA\_4, kdy ještě společně s tavbou LA\_2 vykazovaly největší hodnoty nad teplotou 450°C. Tavba LA\_3 vykazovala při teplotách 450 – 650°C nejnižší hodnoty ve srovnání s ostatními tavbami.

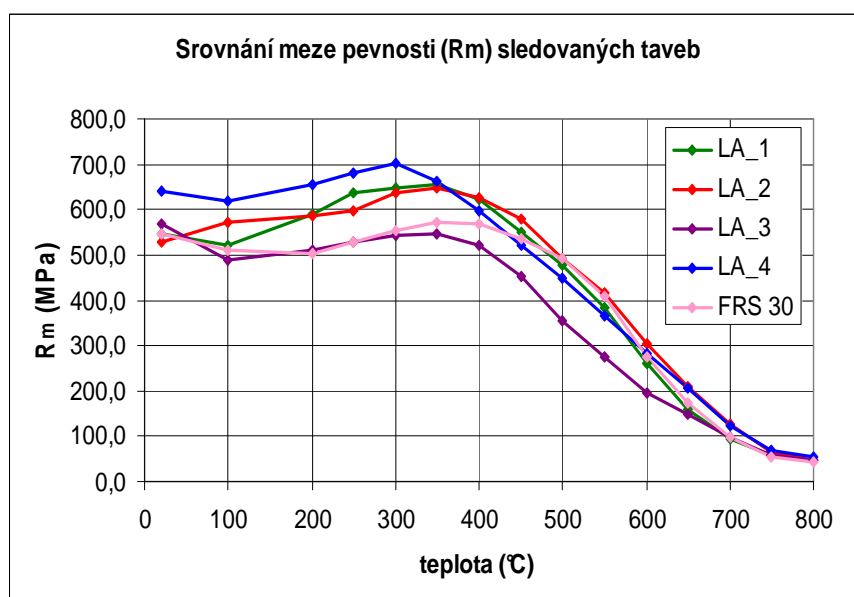
### ***Mez pevnosti***

Převaha oceli LA\_4 a od 350°C také oceli LA\_2 se ukázala i po vyhodnocení meze pevnosti (**obr. 15**). Vyšší hodnoty meze pevnosti u těchto dvou taveb se objevovaly až přibližně do teploty 750°C, kdy se meze pevnosti všech taveb srovnaly. Nejnižší mez pevnosti dosáhla z experimentálních taveb LA\_3. Ocel FRS 30 dosahovala zpočátku pevnostních hodnot tavby LA\_3, ovšem nad teplotou 300°C nastalo u této oceli výrazné deformační zpevnění nebo stárnutí a její pevnost se pohybovala na úrovni taveb LA\_2 a LA\_4.





**Obr.14:** Srovnání meze 2%-ní deformace u experimentálních taveb

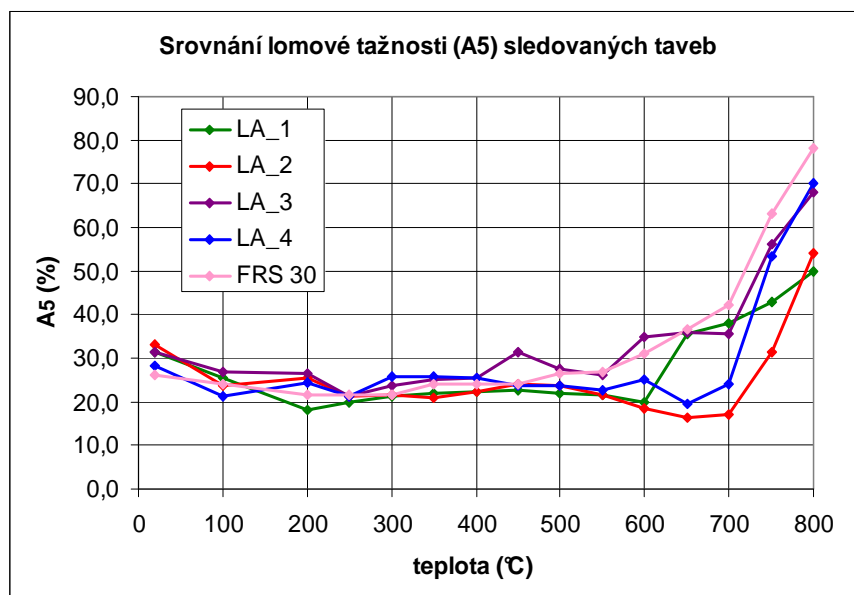


**Obr.15:** Srovnání meze pevnosti u experimentálních taveb

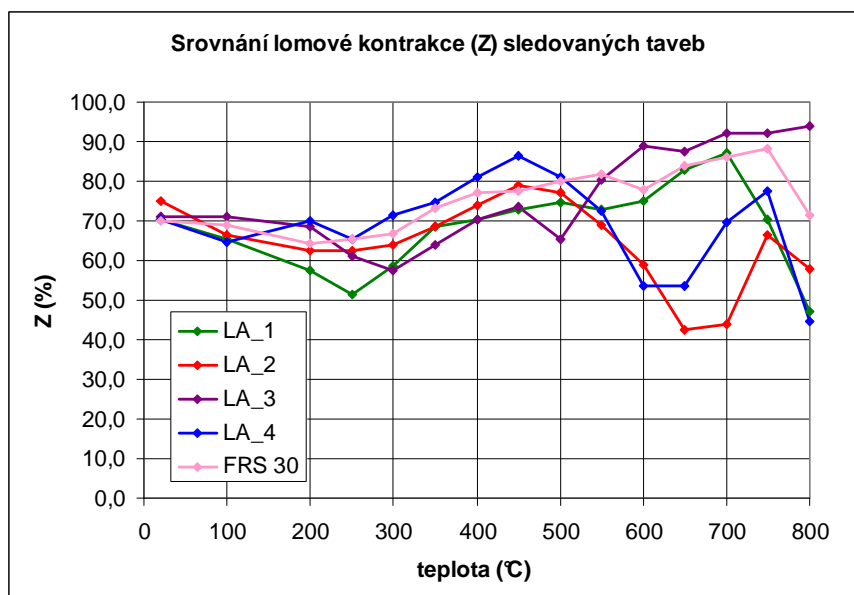
### *Plastické vlastnosti*

Z pohledu plastických vlastností lze konstatovat, že všechny hodnocené tavby (**obr.16**) byly do teploty 550°C srovnatelné a hodnoty tažnosti se pohybovaly až na drobné kolísání nad

20%. Nad touto teplotou byly již viditelné odlišné vlastnosti jednotlivých ocelí, když zde dominovala ocel FRS 30.



**Obr.16:** Srovnání tažnosti u experimentálních taveb



**Obr.17:** Srovnání lomové kontrakce u experimentálních taveb

### Lomová kontrakce

Z grafu na **obr.17**, kde byla vynesena závislost hodnoty lomové kontrakce na teplotě, je patrné, že se tato závislost skládala ze tří oblastí. Po počáteční fázi (do 250°C), kdy byl zaznamenán pokles hodnot u všech ocelí (nejvíce u oceli LA\_1), nastal vzestup hodnot do teploty 450°C a charakteristické znaky jednotlivých taveb se začaly opět více ukazovat. Nad teplotou 450°C docházelo k poklesu a opětovnému růstu hodnot. Minimum a maximum tohoto kolísání se lišilo s tavbou a největší bylo zaznamenáno u taveb LA\_2 a LA\_4. Tavba s nejstabilnější lomovou kontrakcí byla FRS 30.

#### 5.2.1.2 Výpočet redukčních faktorů

Pro všechny hodnocené tavby byly rovněž vypočteny redukční faktory platné pro jednotlivé pevnostní charakteristiky při zvýšených teplotách, které charakterizují poměr dané veličiny při sledované teplotě vzhledem k hodnotě téže veličiny při laboratorní teplotě a to dle již výše uvedených vzorců :

$$\text{- redukční součinitel pro mez kluzu } (k_{y, \theta}) \quad k_{y, \theta} = \frac{f_{y, \theta}}{f_y}, \quad (4)$$

$$\text{- redukční součinitel pro mez úměrnosti } (k_{p, \theta}) \quad k_{p, \theta} = \frac{f_{p, \theta}}{f_p}, \quad (5)$$

$$\text{- redukční součinitel pro Youngův modul } (k_{E, \theta}) \quad k_{E, \theta} = \frac{E_{a, \theta}}{E_a}. \quad (6)$$

Obdržené výsledky pro jednotlivé experimentální tavby byly spolu s hodnotami pro ocel FRS 30 a redukčními součiniteli platnými pro uhlíkovou ocel podle ČSN P ENV 1993-1-2 [5] shrnuty do tabulek (**tab. 6 – 8**). V těchto tabulkách jsou barevně vyznačeny hodnoty, které nedosahovaly příslušných hodnot redukčního součinitele uvedeného v ČSN P ENV 1993-1-2 [5].

Jak je z **tab. 6 – 8** patrné, největší rezervy byly v nejdůležitějším redukčním součiniteli - mezi kluzu, kde se objevily problémy s dosažením velmi vysokých požadavků normy zejména v oblasti 100 - 400°C a to dokonce i u oceli FRS 30.

Tato skutečnost, že normou požadované hodnoty nebyly ani u oceli FRS 30 dosaženy, vyplývá z faktu, že redukční součinitelé jsou dle normy ČSN P ENV 1993-1-2 [5] platné pro ocel s mezí kluzu 235 MPa.

**Tab. 6:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez úměrnosti  $k_{p,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez úměrnosti $k_{p,0}$					
	Dle EN 1993-1-2	FRS 30	LA_1	LA_2	LA_3	LA_4
20	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
100	1,0000	0,8190	0,9810	0,6548	0,8202	0,8751
200	0,8070	1,0163	1,2142	1,0371	1,2632	0,9127
300	0,6130	0,5631	0,6985	0,6340	0,8594	0,5674
400	0,4200	0,4989	0,7981	0,7649	0,8716	0,5292
500	0,3600	0,4221	0,8272	0,6184	0,6922	0,6608
550	0,2700	0,4769	0,4896	0,7247	0,5124	0,5986
600	0,1800	0,4550	0,4392	0,5987	0,3829	0,5093
650	0,1275	0,3796	0,3731	0,4610	0,5135	0,5107
700	0,0750	0,2269	0,3224	0,3311	0,2724	0,2553
750	0,0625	0,1150	0,1974	0,1387	0,1341	0,1330
800	0,0500	0,1007	0,1466	0,1253	0,1257	0,1136

**Tab. 7:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez kluzu  $k_{y,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu $k_{y,0}$					
	Dle EN 1993-1-2	FRS 30	LA_1	LA_2	LA_3	LA_4
20	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
100	1,0000	0,9565	0,9497	0,9833	0,9231	0,9994
200	1,0000	0,8237	1,1025	1,0663	0,9548	1,0177
300	1,0000	0,7694	0,9691	0,9952	0,9424	0,9217
400	1,0000	0,7520	0,9486	0,9401	0,8820	0,8809
500	0,7800	0,6855	0,8915	0,9030	0,8068	0,7962
550	0,6250	0,6732	0,8275	0,8891	0,7247	0,6953
600	0,4700	0,5785	0,7207	0,7402	0,5813	0,5843
650	0,3500	0,4291	0,4893	0,5653	0,4394	0,4606
700	0,2300	0,2598	0,3009	0,3667	0,2931	0,2795
750	0,1700	0,1427	0,1729	0,1825	0,1700	0,1525
800	0,1100	0,1119	0,1341	0,1182	0,1239	0,1142

Tab. 8: Srovnání redukčních součinitelů pro Youngův modul  $k_{E,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro Youngův modul $k_{E,0}$					
	Dle EN 1993-1-2	FRS 30	LA_1	LA_2	LA_3	LA_4
20	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
100	1,0000	1,0216	1,0299	1,0629	0,9944	0,9720
200	0,9000	0,9710	0,9925	0,9832	0,9603	1,0077
300	0,8000	0,9569	0,9769	0,9788	0,9059	0,8443
400	0,7000	0,9471	0,9666	0,8774	0,8823	0,8559
500	0,6000	0,7937	0,9046	0,8354	0,8233	0,7594
550	0,4550	0,8337	0,9336	0,8292	0,8080	0,7168
600	0,3100	0,7364	0,8725	0,7639	0,7247	0,6742
650	0,2200	0,6526	0,7689	0,7181	0,5451	0,5530
700	0,1300	0,5111	0,5930	0,5063	0,7120	0,4529
750	0,1100	0,3766	0,3778	0,3883	0,4304	0,3388
800	0,0900	0,2552	0,2468	0,2432	0,2317	0,2765

Všechny zkoumané oceli měly při laboratorní teplotě vysokou mez kluzu (vyšší než 235 MPa), a proto byly redukční součinitelé vypočítány také pro ocel s hodnotou meze kluzu na úrovni 275 MPa, což je hodnota, která je ve jmenovateli vztahu popisujícího hodnoty redukčního faktoru pro mez kluzu. Takovýto přístup je v normě ČSN P ENV 1993-1-2 [5] také uveden a je všeobecně akceptovatelný s ohledem na způsob dimenzování konstrukcí v projektové fázi, kde je zásadním parametrem mez kluzu, respektive mez pevnosti při laboratorní teplotě. Dosažené hodnoty redukčního součinitele pro mez kluzu s korekcí na mez kluzu 275 MPa jsou v **tab. 9**.

Z **tab. 9** lze vidět, že po korekci redukčního součinitele pro mez kluzu na ocel s mezí kluzu 275 MPa překračovaly všechny tavby již v celém teplotním rozsahu hodnoty definované normou ČSN P ENV 1993-1-2 [5]. Ocel FRS 30 v oblasti teplot 300 – 400°C požadovaných hodnot nedosáhla.

**Tab. 9:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez kluzu  $k_{y,0}$  korigovaných na ocel s mezí kluzu 275 MPa.

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu $k_{y,0}$					
	Dle EN 1993-1-2	FRS 30	LA_1	LA_2	LA_3	LA_4
<b>20</b>	1,0000	1,2662	1,0996	1,1678	1,1829	1,4964
<b>100</b>	1,0000	1,1731	1,0444	1,1484	1,0920	1,4955
<b>200</b>	1,0000	1,0429	1,2124	1,2453	1,1295	1,5229
<b>300</b>	1,0000	0,9742	1,0656	1,1622	1,1147	1,3793
<b>400</b>	1,0000	0,9522	1,0431	1,0978	1,0433	1,3182
<b>500</b>	0,7800	0,8680	0,9804	1,0545	0,9544	1,1915
<b>550</b>	0,6250	0,8524	0,9100	1,0384	0,8573	1,0404
<b>600</b>	0,4700	0,7325	0,7925	0,8644	0,6876	0,8744
<b>650</b>	0,3500	0,5433	0,5380	0,6602	0,5198	0,6893
<b>700</b>	0,2300	0,3289	0,3309	0,4282	0,3467	0,4182
<b>750</b>	0,1700	0,1807	0,1902	0,2131	0,2011	0,2282
<b>800</b>	0,1100	0,1416	0,1475	0,1380	0,1465	0,1709

### 5.2.1.3 Výsledky ověření křehkolomových charakteristik

Výsledky z hodnocení křehkolomových charakteristik jsou uvedeny v **tab. 10**, kde jsou pro jednotlivé tavby s teplotní závislostí uvedeny hodnoty lomové nárazové práce KV (J), přepočtené hodnoty vrubové houževnatosti KCV ( $Jcm^{-2}$ ), podílu houževnatého lomu (%) a velikosti bočního rozšíření  $\Delta b$  (mm).

Výsledky ukázaly nejlepší křehkolomovou charakteristiku u tavby LA\_4, tedy tavby s vyšším obsahem uhlíku a manganu a s legující bází molybden – titan. Naopak nejhorší výsledky měla tavba LA\_3 a LA\_2 legovaná legovaná chromem, vanadem, titanem a borem, respektive chromem, molybdenem a vanadem. Všechny výsledky pak s přehledem splňovaly normou ČSN EN 10025-2 [76] předepsané hodnoty pro konstrukční oceli.

**Tab.10:** Výsledky rázových zkoušek v ohybu pro hodnocené tavby

Tavba	Lomová vlastnost	Teplota (°C)						
		-60	-40	-20	0	+20	+50	+100
LA_1	KV (J)	8	16	36	50	77	76	74
LA_2		6	33	31	43	65	72	70
LA_3		1	4	36	28	73	83	84
LA_4		21	28	62	71	72	79	80
LA_1	KCV (Jcm <sup>-2</sup> )	21	39	91	124	193	190	186
LA_2		15	83	77	149	163	180	176
LA_3		8	11	89	71	183	208	210
LA_4		52	71	156	177	180	198	202
LA_1	% houžev. lomu	2	6	27	39	97	100	100
LA_2		1	7	37	37	88	100	100
LA_3		1	2	31	9	87	100	100
LA_4		7	24	67	87	100	100	100
LA_1	$\Delta b$ (mm)	0,38	0,60	1,27	1,57	2,18	2,37	2,27
LA_2		0,23	0,63	1,10	1,40	2,00	2,27	2,23
LA_3		0,18	0,20	1,13	1,00	2,18	2,40	2,42
LA_4		0,77	1,05	1,70	1,57	2,20	2,37	2,40

Pozn. Ružově označené hodnoty označují tavbu s nejhoršími vlastnostmi, tyrkysově s nejlepšími.

Z výsledků zkoušek rázem v ohybu jednotlivých taveb (grafická podoba viz **Příloha 2**) byly pomocí parametrických rovnic popisujících teplotní závislost jednotlivých proměnných stanoveny přechodové teploty  $T_{35Jcm^{-2}}$ ,  $T_{50Jcm^{-2}}$  a  $T_{50\%}$ . Výsledky jsou shrnuty do **tab.11**.

**Tab.11:** Vypočtené hodnoty  $T_{35Jcm^{-2}}$ ,  $T_{50Jcm^{-2}}$  a  $T_{50\%}$  pro hodnocené tavby

Charakteristika	LA_1	LA_2	LA_3	LA_4
$T_{35Jcm^{-2}}$ (°C)	-42,1	-54,5	-30,9	-64,5
$T_{50Jcm^{-2}}$ (°C)	-34,6	-43,1	-23,1	-56,3
$T_{50\%}$ (°C)	-2,4	-2,9	+7,1	-27,1

Pozn. Ružově označené hodnoty označují tavbu s nejhorší charakteristikou, tyrkysově s nejlepší.

#### 5.2.1.4 Výsledky mikrostrukturní analýzy

Mikrostruktura všech vzorků sledovaných taveb po vyvolání v 4%-ním roztoku Nitalu se ukázala být jemnozrná, přičemž struktura byla nehomogenní a ve středech vzorků se vyskytovala řádkovitost. Stanovené fázové podíly na kvantitativním integrátoru „ELTINOR“ a velikosti feritického zrna dle ASTM (G) jsou uvedeny v **tab.12**, detaily struktury na povrchu a ve středu vzorku jsou na **obr. 18 - 25**.

**Tab.12 :** Velikost zrna a podíl fází hodnocených ocelí

Tavba	G	Ferit (%)	Bainit (%)	Martenzit (%)	Perlit (%)
LA_1	11 (9)	73,6	8,5	17,9	-
LA_2	11 (10)	74,1	9,9	16,0	-
LA_3	12 (9)	84,4	0,1	-	15,5
LA_4	11 (10)	50,6	48,2	1,2	-

*Pozn. Velikost zrna byla zjišťována na povrchu a ve středu vzorku (hodnota v závorce)*



**Obr.18:** Struktura tavby LA\_1 na povrchu, zv.200x

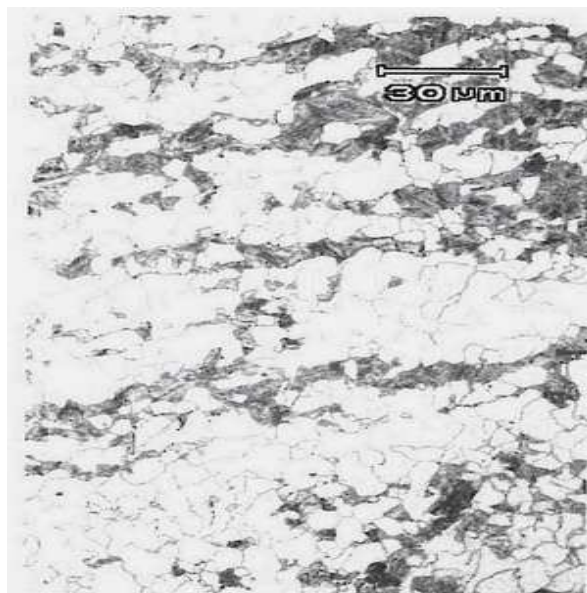


**Obr.19:** Struktura tavby LA\_1 ve středu, zv.200x

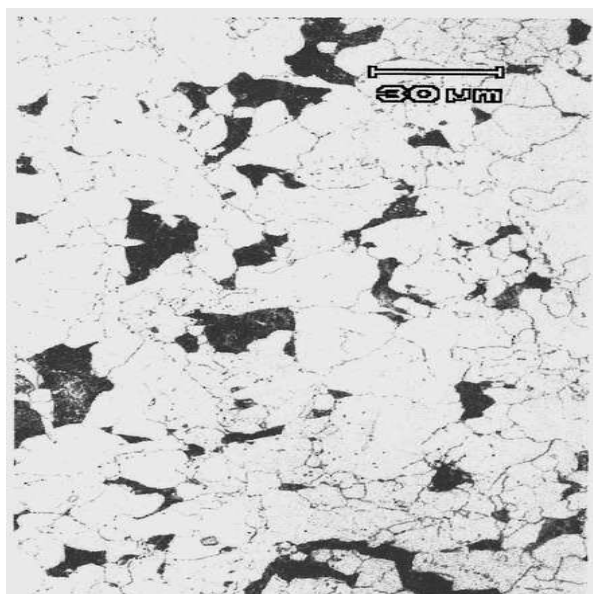




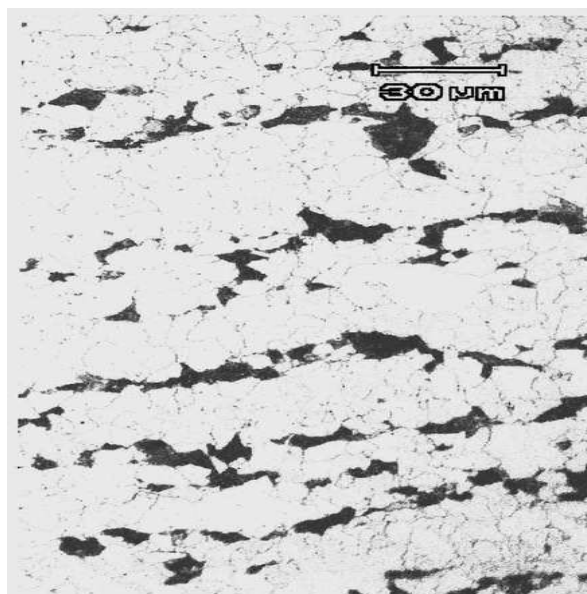
**Obr.20:** Struktura tavby LA\_2 na povrchu, zv.200x



**Obr.21:** Struktura tavby LA\_2 ve středu, zv.200x



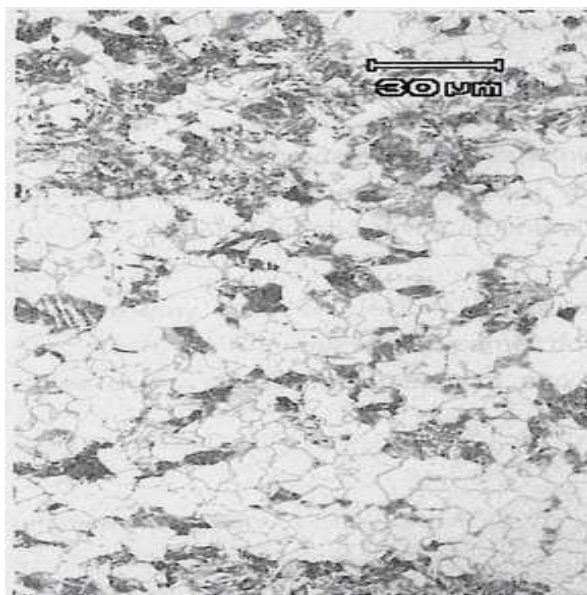
**Obr.22:** Struktura tavby LA\_3 na povrchu, zv.200x



**Obr.23:** Struktura tavby LA\_3 ve středu, zv.200x



**Obr.24:** Struktura tavby LA\_4 na povrchu, zv.200x



**Obr.25:** Struktura tavby LA\_4 ve středu, zv.200x

Z mikrostrukturního hlediska jsou si tavby LA\_1 a LA\_2 velmi podobné, tavba LA\_3 obsahovala minimum základních fází bainitu a martenzitu. Tavba LA\_4 měla výrazně snížený obsah feritu a naopak zvýšený obsah bainitu.

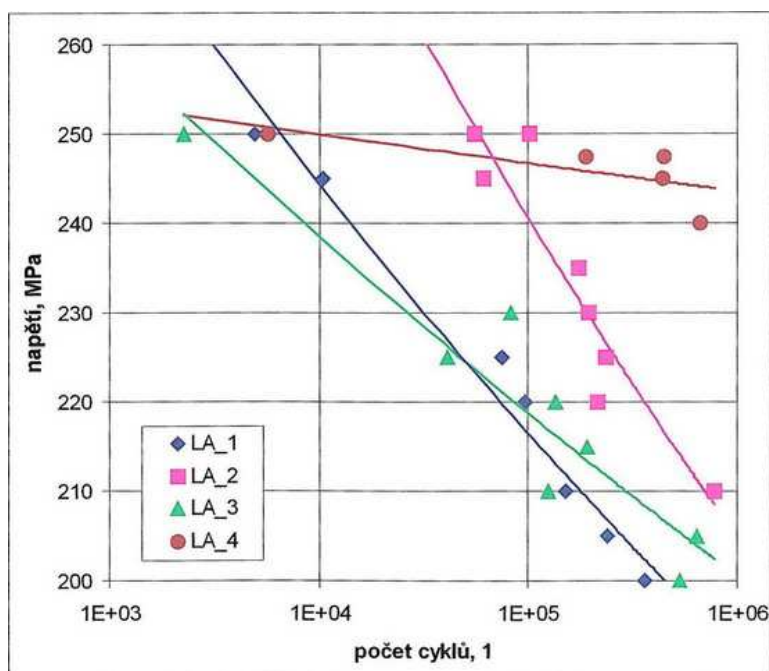
#### 5.2.1.5 Výsledky hodnocení cyklické pevnosti a odolnosti proti únavě

Výsledky matematicko – statistického zpracování, konkrétně konstanty A a B z rovnice (8) včetně druhé mocniny koeficientu korelace  $R^2$ , jsou shrnuty v **tab. 13**. Spolu se zmíněnými hodnotami je v **tab. 13** uvedeno také napětí  $\sigma$ , které představovalo úroveň napětí, při kterém jednotlivé tavby dosáhly počtu  $2 \cdot 10^6$  cyklů do porušení. Graficky je toto srovnání na **obr. 26**.

**Tab. 13:** Výsledky zkoušek únavy jednotlivých taveb

Tavba	A	B	$R^2$	$\sigma$ (MPa)
LA_1	396,86	-0,0526	0,971	185
LA_2	536,98	-0,0698	0,876	195
LA_3	337,45	-0,0377	0,885	195
LA_4	263,26	-0,0056	0,504	240

*Pozn. Růžově označené hodnoty označují tavbu s nejhorší charakteristikou, tyrkysově s nejlepší.*



**Obr.26:** Výsledky zkoušek vysokocyklové únavy hodnocených taveb

Výsledky uvedené v **tab.13** a **obr.26** naznačují, že z pohledu únavových vlastností byla nejodolnější taveba LA\_4. Taveby LA\_1, LA\_2 a LA\_3 byly z hlediska únavových vlastností přibližně totožné. Taveba LA\_2 vykazovala mírný posun šikmé větve směrem doprava při zachování stejné strmosti. Taveba LA\_4 vykazovala nejnižší strmost šikmé větve, ale zároveň byla dosažena nejnižší hodnota koeficientu korelace v šikmé větvi, která byla způsobena poměrně značným rozptylem získaných hodnot.

Získané výsledky naplňovaly požadavky dané normou ČSN EN 1993-1-9 [80].

#### 5.2.1.6 Výsledky hodnocení krátkodobých creepových charakteristik

Výsledky z hodnocení krátkodobých creepových charakteristik jsou v **tab.14**. Kromě získaných výsledků creepových zkoušek jsou v této tabulce uvedeny také hodnoty rychlosti sekundárního creepu  $\dot{\epsilon}_s$  ( $s^{-1}$ ) a času pro dosažení 4% deformace  $t_{4\%}$  (%), což byla hodnota, která byla vybrána s ohledem na pracovní rozsah snímačů deformace.

Tyto výsledky krátkodobých creepových zkoušek při teplotě 700°C nevyzněly tak jednoznačně pro tavebu LA\_4 i přesto, že patřila k těm s vyšší creepovou odolností. Největší odolnost vůči creepu vykazovala taveba LA\_2, která měla při většině aplikovaných napětí nejvyšší

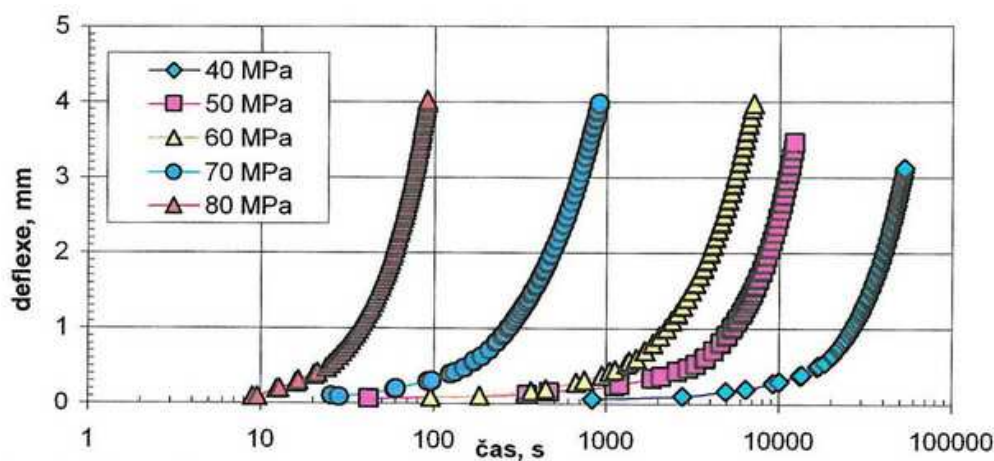
rychlost creepu a nejdelší dobu do lomu. Na opačném konci žebříčku s nejhrošími výsledky pak byla tavba LA\_3, ačkoli se dá říci, že rozdíly mezi tavbami nebyly velké.

**Tab.14:** Výsledky krátkodobých creepových zkoušek

Tavba	LA_1		LA_2		LA_3		LA_4	
Napětí (MPa)	$\dot{\epsilon}_s (s^{-1})$	$t_{4\%} (%)$	$\dot{\epsilon}_s (s^{-1})$	$t_{4\%} (%)$	$\dot{\epsilon}_s (s^{-1})$	$t_{4\%} (%)$	$\dot{\epsilon}_s (s^{-1})$	$t_{4\%} (%)$
40	$5 \cdot 10^{-7}$	>46000	$9 \cdot 10^{-7}$	>37000	$5 \cdot 10^{-7}$	>54000	$6 \cdot 10^{-7}$	>55000
50	$1 \cdot 10^{-6}$	>28000	$6 \cdot 10^{-7}$	>34000	$8 \cdot 10^{-6}$	>4600	$2 \cdot 10^{-6}$	>13000
60	$1,6 \cdot 10^{-5}$	2610	$1 \cdot 10^{-6}$	>22500	$1,5 \cdot 10^{-5}$	>2600	$5 \cdot 10^{-6}$	7100
70	$1 \cdot 10^{-4}$	432	$3 \cdot 10^{-5}$	1520	$7,5 \cdot 10^{-5}$	542	$4,5 \cdot 10^{-5}$	920
80	$2 \cdot 10^{-4}$	229	$3 \cdot 10^{-4}$	90	$1,1 \cdot 10^{-3}$	51	$4 \cdot 10^{-4}$	90

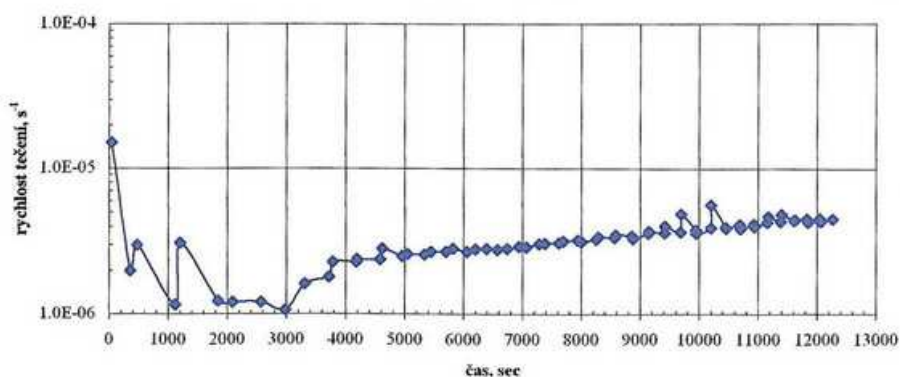
Pozn. Ružově označené hodnoty označují tavbu s nejhroší charakteristikou, tyrkysově s nejlepší

Příklady creepových křivek jsou uvedeny na **obr. 27**. Příklad derivace creepové křivky pro tavbu LA\_4, tzn. časová závislost rychlosti creepu pro tavbu LA\_4 je pak ukázán na **obr.28**.



**Obr.27:** Creepové křivky tavby LA\_4





**Obr.28:** Závislost rychlosti creepu na době zkoušení pro tavbu LA\_4 a napětí 50 MPa

#### 5.2.1.7 Vývoj technologie válcování nové protipožární oceli

Souběžně se zahájením zkoušek započal také výzkum technologie válcování této experimentální oceli. Dle vývojového plánu se technologie válcování nové oceli musela blížit podmínkám dosahovaným na Univerzální trati Třineckých železáren, a.s. s ohledem na použití normalizačního způsobu válcování s konečnou tloušťkou vyválcovaného plechu 11 – 15 mm.

Výzkum technologie válcování proběhl na VŠB TU-Ostrava, Fakultě Metalurgie a Materiálového inženýrství, Katedře tváření. Konkrétním cílem v této úvodní fázi vývoje bylo ověřit na experimentální tavbě technologii konvenčního válcování a také pomocí laboratorních metod navrhnout technologii řízeného válcování experimentální oceli na Univerzální trati Třineckých železáren, a.s. v Bohumíně.

Pro danou simulaci válcování byla s ohledem na ekonomiku výroby vybrána ocel LA\_3. V indukční peci byla vyrobena další tavba, která byla odlitá do ingotu o rozměrech Ø 110/130 x 800 mm o čisté hmotnosti 70 kg (chemické složení v **tab. 5**).

Tab.5: Chemické složení (hm.%) oceli LA\_3 pro výzkum technologie válcování

Tavba	C	Mn	Si	P	S	Al <sub>celk.</sub>	Cr	Mo	V	Ti	N	B
LA_3	0,13	1,04	0,02	0,017	0,011	0,015	0,68	0,006	0,061	0,040	0,0090	0,040

Pro potřeby válcování byly z této tavby vyrobeny vzorky o tloušťce 19 mm a šířce 30 mm a ty pak byly dle předem připraveného programu reverzně válcovány na laboratorní trati Tandem. Řízením doválcovacích teplot bylo simulováno normalizační, respektive do jisté míry i termomechanické válcování zkoumané oceli, tedy s doválcováním v okolí experimentálně stanovené teploty Ar<sub>3</sub> (940°C) nebo pod ní. Vývalky pak chladly volně na vzduchu nebo

zpomaleně v peci, čímž se sledoval vliv rychlosti ochlazování na výsledné vlastnosti, které byly zkoumány pomocí metalografické analýzy a zkoušky tahem za pokojové teploty.

Tímto laboratorním válcováním bylo zjištěno, že pro experimentální ocel s daným chemickým složením má řízené válcování význam pouze v případě následného rychlého ochlazení hotového vývalku. Volba zrychleného ochlazování v tomto případě umožňuje korigovat podíl bainitu ve struktuře a tím dosahovat různé kombinace pevnostních a plastických vlastností. Zpomalené ochlazování po doválcování se projevilo vcelku negativně, když dokonce eliminovalo vliv doválcování teploty.

Jako nejvhodnější teplota doválcování pro dosažení vysoké pevnosti s dobrou tažností byla doporučena cca 920°C. S ohledem na podmínky trati v Bohumíně nebyla navržena technologie ochlazování vývalku.

### 5.2.2 Etapa II.

Na základě dosažených výsledků z počáteční etapy vývoje, byla provedena ekonomická analýza a marketingový odhad prodejnosti vyvíjené oceli s ohledem na její budoucí cenu. Do dalšího vývoje byla vybrána ocel LA\_3, ačkoliv dle obdržených výsledků se jevila jako nejlepší laboratorní tavba LA\_4. Tavba LA\_3 sice v celkovém hodnocení zaostávala za ostatními tavbami, nicméně z hlediska korigovaných redukčních součinitelů byla vyhovující. Tavba LA\_3 byla dále modifikována tak, že se s ohledem na cenu ferovanadu odstoupilo od legování vanadem a byl zvýšen obsah titanu.

Na elektrické obloukové peci se vyrobila poloprovozní tavba (tavba značená T71054 – chemické složení v **tab.15**) o hmotnosti cca 7 tun. Tato tavba byla dále proválcována do sochorů o rozměrech 150 x 150 mm a délky 2 m. Jeden sochor byl rozřezán a byly vykovány vzorky tyčí o rozměrech 20 x 20 x 500 mm (vzorky dále označované T5 a T6 – chemické složení v **tab.15**). Dokovací teplota těchto vzorků byla mezi 900 – 950°C a následně byly zkušební tyče podrobeny normalizačnímu žíhání režimem 930°C/1h/vzduch a odzkoušeny.

Ze zbylých sochorů byly na Univerzální trati Třineckých železáren, a.s. v Bohumíně normalizačně vyválcovány plechy o tloušťce 10 a 12 mm. Technologie válcování byla vytvořena na základě studie provedené v předešlé etapě na Katedře tváření VŠB TU-Ostrava. Na základě této studie byla zvolena teplota ohřevu sochoru 1200°C a teplota doválcování 920°C. Plechy dále volně chladly na vzduchu.

Z odválcovaného materiálu byly odebrány zkušební vzorky (vzorky dále značené T7 pro průměr 10 mm a T8 pro průměr 12 mm – chemické složení v **tab.15**) a ty byly opět podrobeny sadě zkoušek. Vzorky tedy nebyly před zkoušením dodatečně normalizačně žíhány.

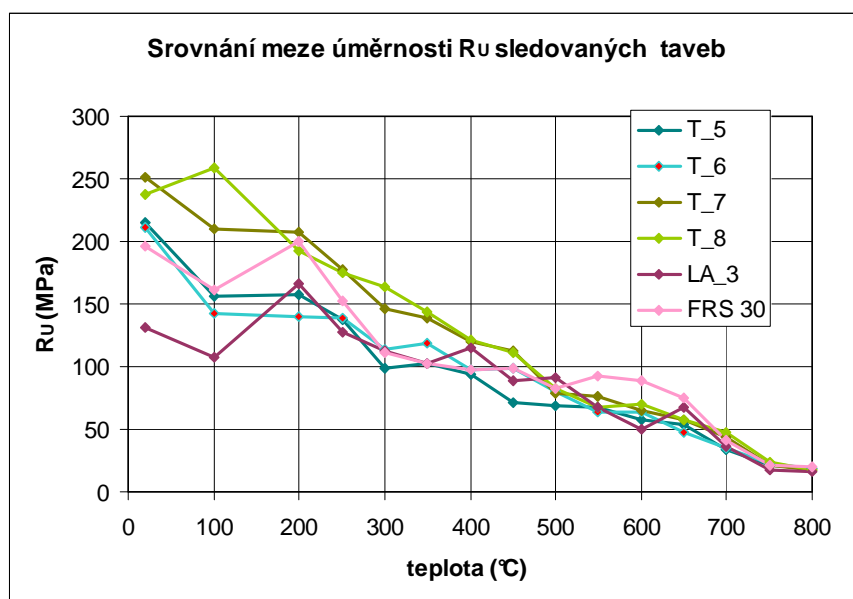
**Tab. 15:** Chemické složení (hm.%) tavby 71054 a vzorků T5, T6 a T7, T8.

Tavba	C	Mn	Si	P	S	Al <sub>celk.</sub>	Cr	Mo	V	Ti	N	B
<b>T71054</b>	0,09	1,08	0,13	0,015	0,008	0,018	0,72	0,01	0,007	0,028	0,0136	0,0018
<b>T_5, T_6</b>	0,09	1,09	0,09	0,015	0,010	0,027	0,73	0,01	0,009	0,029	0,0120	0,0018
<b>T_7</b>	0,10	1,14	0,09	0,015	0,010	0,022	0,74	0,01	0,009	0,029	0,0125	0,0020
<b>T_8</b>	0,10	1,19	0,10	0,014	0,011	0,019	0,74	0,01	0,009	0,030	0,0130	0,0022

### 5.2.2.1 Výsledky hodnocení mechanických vlastností

#### *Mez úměrnosti*

Obdržené hodnoty meze úměrnosti sledovaných taveb stejně jako v úvodní etapě vývoje ukázaly, že na rozhraní mezi pružnou a plastickou deformací je detekce přesné hodnoty velmi obtížná, neboť opět existoval velký rozptyl hodnot (**obr.29**). Tento rozptyl hodnot však se zvyšující se teplotou klesal. Největší hodnoty meze úměrnosti vykazovaly vzorky T\_7 a T\_8 z normalizačně válcovaných plechů a to konkrétně do teploty 500°C.



**Obr.29:** Srovnání meze úměrnosti  $R_U$  experimentálních taveb

#### *Youngův modul pružnosti*

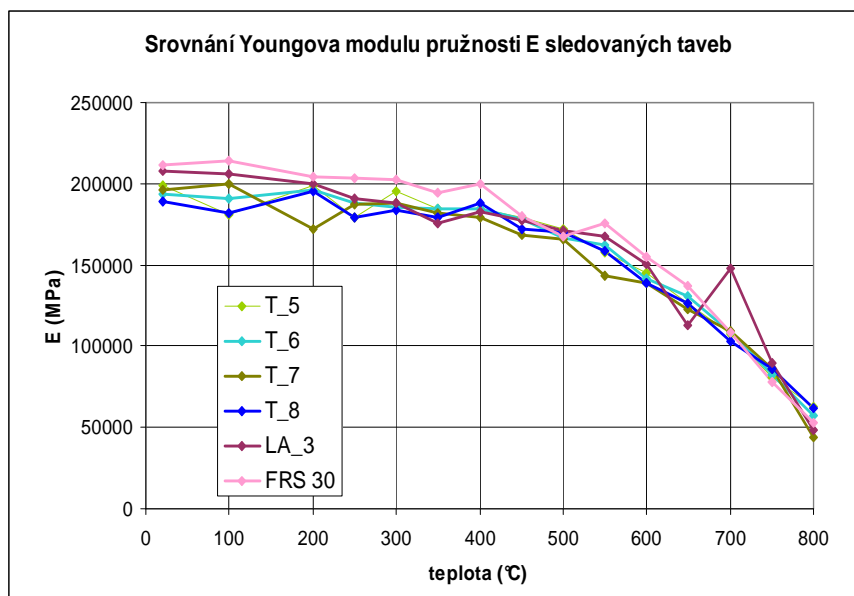
Všechny hodnocené materiály z provozní tavby měly velmi blízké hodnoty Youngova modulu pružnosti při porovnání s tavbou LA\_3 i referenční ocelí FRS 30 (**obr.30**). Získané hodnoty odpovídaly předpokládaným hodnotám pro tuto skupinu materiálů.

#### *Mez kluzu*

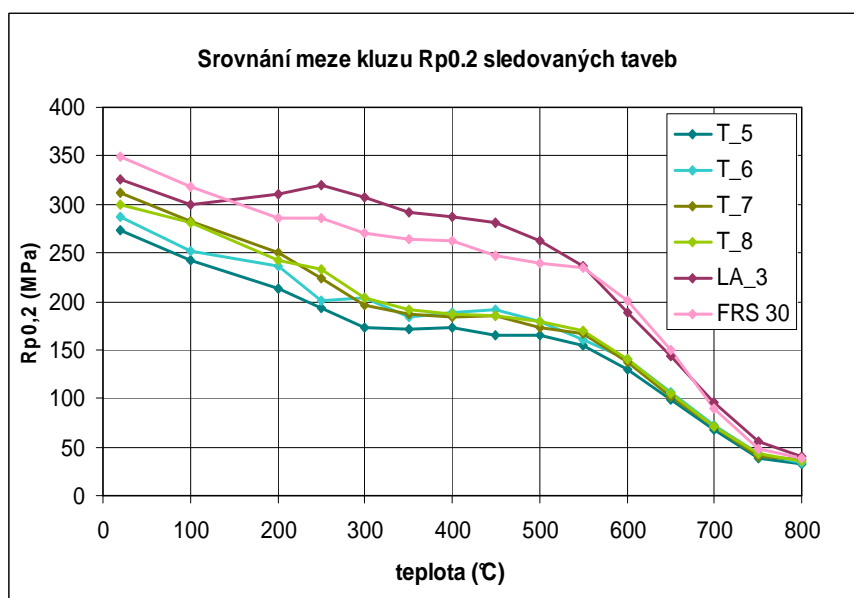
V případě meze kluzu, tedy jednoho z nejdůležitějších parametrů, byla jednoznačně patrná převaha experimentální tavby LA\_3 a vzorků z oceli FRS 30 nad vzorky z provozní tavby (**obr. 31**), které měly nižší hodnoty meze kluzu v celém sledovaném teplotním intervalu. Vzorky z normalizačně válcovaných plechů ve srovnání se vzorky z kovaných a žíhaných tyčí měly vyšší mez kluzu pouze do teploty 300°C. Toto naznačuje, že cca do 300°C se projevoval vliv



technologie výroby vzorků. Nad touto teplotou již převládly vlastní charakteristické rysy této oceli, respektive způsob vysokoteplotního zpevnění této oceli.



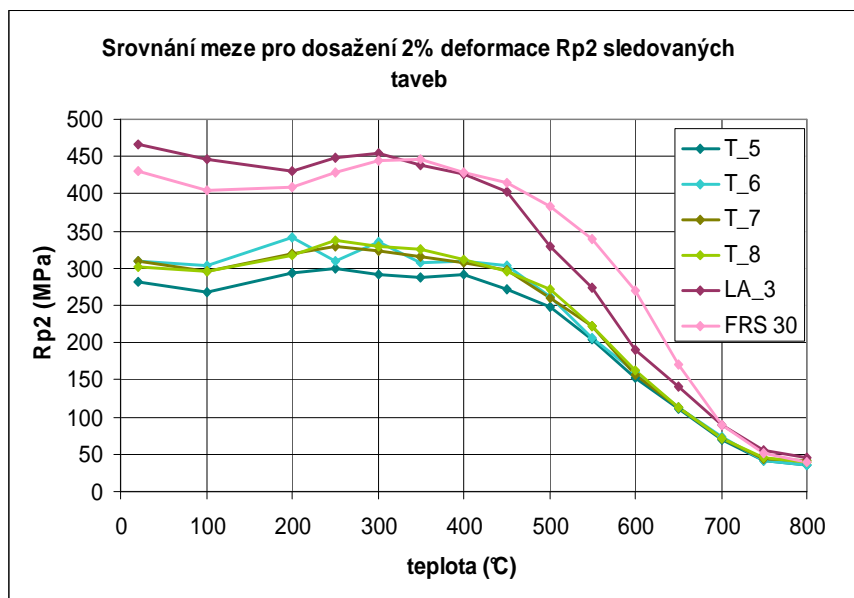
**Obr.30:** Srovnání Youngova modulu pružnosti E experimentálních taveb



**Obr.31:** Srovnání meze kluzu  $R_{p0.2}$  experimentálních taveb

### Mez 2%-ní deformace

Podobná situace nastala i při hodnocení meze 2%-ní deformace, kde opět pevnostně vyčnívaly tavby FRS 30 a tavba LA\_3 (**obr.32**). Rozdíl mezi vzorky z LA\_3 a oceli FRS 30 a vzorky z poloprovozní tavby byl daleko markantnější v porovnání s hodnotami pro mez kluzu.



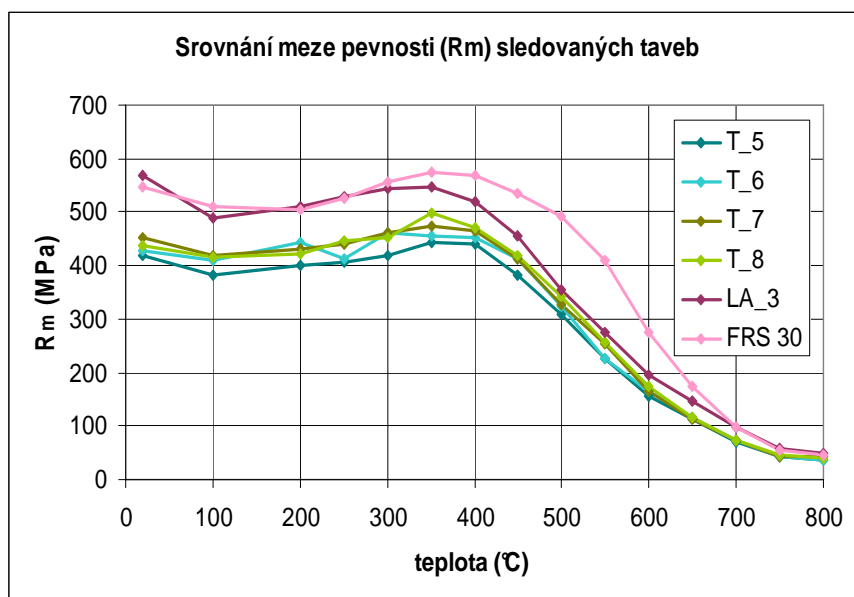
**Obr.32:** Srovnání meze 2%-ní deformace u experimentálních taveb

### Mez pevnosti

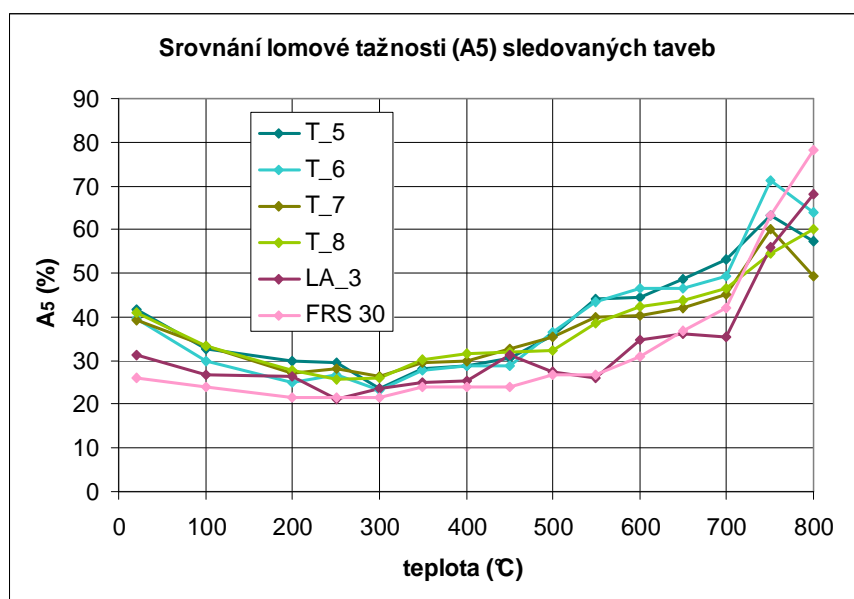
U meze pevnosti v tahu nebylo hodnocení těchto taveb rozdílné a kopírovalo hodnocení meze kluzu a 2%-ní deformace (**obr.33**). Rozdílné chování oproti zmiňovaným parametrům bylo však zaznamenáno nad teplotou 500°C, když zatímco ocel FRS 30 převyšovala ostatní svou pevností, vzorky z poloprovozní tavby se pevností přiblížily k tavbě LA\_3. Meze pevnosti vzorků z plechů a z tyčí byly srovnatelné po celý teplotní interval hodnocení.

### Plastické vlastnosti

Z pohledu plastických vlastností lze konstatovat, že všechny hodnocené tavby (**obr.34**) byly do teploty 500°C srovnatelné, hodnoty tažnosti se pohybovaly až na drobné kolísání nad 20%. Nad touto teplotou pak byla patrná vyšší tažnost u vzorků z poloprovozní tavby, hlavně u vzorků z kovaných a normalizačně žíhaných (T\_5 a T\_6). Byl tedy pozorován opačný trend ve srovnání např. s mezí pevností.



**Obr.33:** Srovnání meze pevnosti u experimentálních taveb

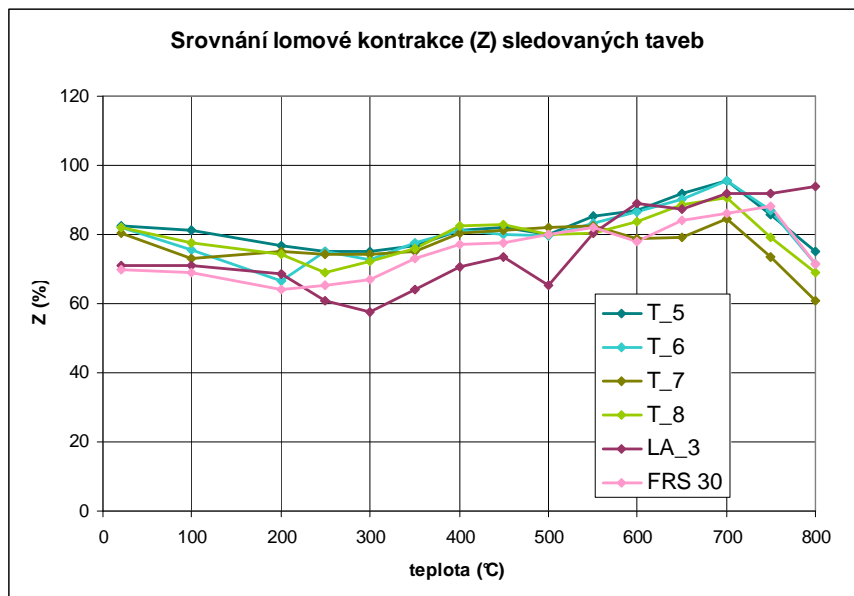


**Obr.34:** Srovnání tažnosti u experimentálních taveb

### **Lomová kontrakce**

Jak je z grafu na **obr.35** patrné, vzorky z poloprovozních taveb vykazovaly plynulejší průběh závislosti hodnot lomové kontrakce na teplotě než vzorky z FRS 30 a LA\_3. Obecně

vzorky T\_5 – T\_8 zaznamenávaly i vyšší hodnoty lomové kontrakce než vzorky z FRS 30 a LA\_3 až do teploty 550°C.



**Obr.35:** Srovnání lomové kontrakce u experimentálních taveb

#### 5.2.2.2 Výpočet redukčních faktorů

Pro všechny hodnocené tavby byly opět vypočteny redukční faktory platné pro jednotlivé pevnostní charakteristiky při zvýšených teplotách. Obdržené výsledky pro jednotlivé poloprovozní tavby byly spolu s hodnotami pro tavbu LA\_3 a součiniteli platnými pro uhlíkovou ocel podle ČSN P ENV 1993-1-2 [5] shrnuty do tabulek (**tab. 16 – 18**). V těchto tabulkách jsou barevně vyznačeny hodnoty, které pokračovaly příslušnou hodnotu redukčního součinitele uvedeného v ČSN P ENV 1993-1-2 [5].

Z **tab.16** je patrné, že v případě meze úměrnosti i redukční součinitelé ukázaly rozptyl získaných hodnot, hlavně v oblasti 100 – 500°C. Vzorky T\_8 splňovaly s výjimkou teploty 500°C hodnoty požadované normou ČSN P ENV 1993-1-2 [5].

Z vypočítaných redukčních součinitelů pro mez kluzu (**tab. 17**) byl patrný nedostatek tavby T71054 ve srovnání s tavbou LA\_3, když například vzorky z plechů podkročovaly normové hodnoty v celém teplotním rozsahu. Nejznamenatelnější rezervy byly v oblasti teplot 500 – 750°C.

**Tab. 16:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez úměrnosti  $k_{p,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez úměrnosti $k_{p,0}$					
	dle EN 1993-1-2	LA_3	T_5	T_6	T_7	T_8
20	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
100	1,0000	0,8202	0,7260	0,6770	0,8361	1,0851
200	0,8070	1,2632	0,7329	0,6618	0,8280	0,8071
300	0,6130	0,8594	0,4573	0,5363	0,5849	0,6882
400	0,4200	0,8716	0,4361	0,4604	0,4793	0,5070
500	0,3600	0,6922	0,3187	0,3775	0,3140	0,3492
550	0,2700	0,5124	0,3125	0,3040	0,3036	0,2856
600	0,1800	0,3829	0,2664	0,3002	0,2578	0,2925
650	0,1275	0,5135	0,2480	0,2225	0,2309	0,2423
700	0,0750	0,2724	0,1560	0,1685	0,1728	0,2021
750	0,0625	0,1341	0,0976	0,1038	0,0849	0,1011
800	0,0500	0,1257	0,0871	0,0886	0,0720	0,0740

**Tab. 17:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez kluzu  $k_{y,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu $k_{y,0}$					
	dle EN 1993-1-2	LA_3	T_5	T_6	T_7	T_8
20	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
100	1,0000	0,9231	0,8861	0,8766	0,9072	0,9348
200	1,0000	0,9548	0,7819	0,8235	0,8020	0,8098
300	1,0000	0,9424	0,6354	0,7097	0,6299	0,6779
400	1,0000	0,8820	0,6334	0,6553	0,5872	0,6223
500	0,7800	0,8068	0,6045	0,6238	0,5554	0,5971
550	0,6250	0,7247	0,5651	0,5628	0,5363	0,5664
600	0,4700	0,5813	0,4750	0,4931	0,4382	0,4672
650	0,3500	0,4394	0,3617	0,3693	0,3283	0,3481
700	0,2300	0,2931	0,2501	0,2527	0,2285	0,2365
750	0,1700	0,1700	0,1430	0,1489	0,1304	0,1439
800	0,1100	0,1239	0,1166	0,1182	0,1205	0,1162

V případě redukčních součinitelů pro Youngův modul (**tab. 18**) byly hodnoty s výjimkou teplot 100°C a 200°C nad požadovanými hodnotami, což potvrdilo předpoklad pro tuto skupinu materiálů.

**Tab. 18:** Srovnání redukčních součinitelů pro Youngův modul  $k_{E,0}$

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro Youngův modul $k_{E,0}$					
	dle EN 1993-1-2	LA_3	T_5	T_6	T_7	T_8
<b>20</b>	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
<b>100</b>	1,0000	0,9944	0,9081	0,9872	1,0206	0,9644
<b>200</b>	0,9000	0,9603	1,0002	1,0134	0,8786	1,0329
<b>300</b>	0,8000	0,9059	0,9819	0,9583	0,9581	0,9735
<b>400</b>	0,7000	0,8823	0,9278	0,9566	0,9122	0,9965
<b>500</b>	0,6000	0,8233	0,8646	0,8602	0,8467	0,8995
<b>550</b>	0,4550	0,8080	0,7896	0,8363	0,7329	0,8382
<b>600</b>	0,3100	0,7247	0,7287	0,7342	0,7090	0,7372
<b>650</b>	0,2200	0,5451	0,6319	0,6782	0,6255	0,6673
<b>700</b>	0,1300	0,7120	0,5396	0,5593	0,5573	0,5437
<b>750</b>	0,1100	0,4304	0,3595	0,4252	0,4408	0,4551
<b>800</b>	0,0900	0,2317	0,3175	0,2962	0,2241	0,3254

Za účelem získání reálnější hodnoty redukčních součinitelů pro mez kluzu, byly hodnoty opět přepočítány na ocel s mezí kluzu 275 MPa (**tab. 19**).

Z **tab. 19** lze vidět, že ani po korekci redukčního součinitele nepřevyšovaly vzorky z poloprovozní tavby do teploty 550°C hodnoty definované normou ČSN P ENV 1993-1-2 [5]. Výjimku tvořily vzorky normalizačně válcované, které do teploty 100°C tyto hodnoty překračovaly. To bylo však z důvodů vyšší meze kluzu při pokojové teplotě ve srovnání s kovanými vzorky.

**Tab. 19:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez kluzu  $k_{y,0}$  korigovaných na ocel s mezí kluzu 275 MPa.

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu $k_{y,0}$					
	Dle EN 1993-1-2	LA_3	T_5	T_6	T_7	T_8
20	1,0000	1,1829	0,9929	1,0416	1,1347	1,0907
100	1,0000	1,0920	0,8798	0,9131	1,0295	1,0196
200	1,0000	1,1295	0,7764	0,8578	0,9100	0,8833
300	1,0000	1,1147	0,6309	0,7393	0,7147	0,7395
400	1,0000	1,0433	0,6289	0,6825	0,6664	0,6787
500	0,7800	0,9544	0,6002	0,6498	0,6302	0,6513
550	0,6250	0,8573	0,5611	0,5862	0,6085	0,6178
600	0,4700	0,6876	0,4716	0,5136	0,4973	0,5096
650	0,3500	0,5198	0,3591	0,3847	0,3725	0,3796
700	0,2300	0,3467	0,2484	0,2633	0,2593	0,2580
750	0,1700	0,2011	0,1420	0,1551	0,1480	0,1569
800	0,1100	0,1465	0,1158	0,1231	0,1367	0,1267

#### 5.2.2.3 Výsledky ověření křehkolomových charakteristik

Výsledky hodnocení křehkolomových charakteristik v této etapě řešení jsou uvedeny v **tab. 20**. Z **tab.20** vyplývá, že všechny vzorky měly větší vrubovou houževnatost i podíl houževnatého lomu v oblasti záporných teplot než jak tomu bylo u všech laboratorních taveb v etapě I. a tedy splňovaly normou ČSN EN 10025-2 [76] předepsané hodnoty.

Z výsledků zkoušek rázem v ohybu jednotlivých taveb byly podobně jako v minulé etapě stanoveny, pomocí parametrických rovnic (**Příloha 3**) popisujících teplotní závislost jednotlivých proměnných, přechodové teploty  $T_{35Jcm}^{-2}$ ,  $T_{50Jcm}^{-2}$  a  $T_{50\%}$ . Výsledky jsou spolu s hodnotami získanými pro tavbu LA\_3 v **tab.21**.

**Tab. 20:** Výsledky rázových zkoušek v ohybu pro hodnocené poloprovozní tavby

Tavba	Lomová vlastnost	Teplota (°C)				
		-80	-40	-20	0	+20
T_5	KV (J)	6	13	258	260	301
T_6		5	15	264	283	301
T_7		7	34	269	286	301
T_8		5	200	272	301	
T_5	KCV (Jcm <sup>-2</sup> )	7	16	322	349	376
T_6		6	18	330	353	376
T_7		9	43	336	358	376
T_8		6	250	340	376	
T_5	% houžev. lomu	0	17	82	91	100
T_6		2	16	85	93	100
T_7		0	27	86	90	100
T_8		0	72	91	100	
T_5	$\Delta b$ (mm)	0,09	0,30	2,32	2,58	2,83
T_6		0,08	0,38	2,54	2,63	2,72
T_7		0,29	0,46	2,51	2,69	2,70
T_8		0,11	2,34	2,52	2,76	

**Tab. 21:** Vypočtené hodnoty  $T_{35Jcm}^{-2}$ ,  $T_{50Jcm}^{-2}$  a  $T_{50\%}$  pro hodnocené tavby

Charakteristika	tyče T_5	tyče T_6	plech T_7	plech T_8	LA_3
$T_{35Jcm}^{-2}$ (°C)	-30,6	-35,9	-42,9	-51,6	-30,9
$T_{50Jcm}^{-2}$ (°C)	-29,6	-34,3	-32,2	-50,0	-23,1
$T_{50\%}$ (°C)	-44,6	-28,4	-17,7	-44,6	+7,1

Nově zkoušené materiály měly dle ČSN EN 10025-2 [76] ve všech směrech dostatečnou odolnost proti křehkému lomu za běžných provozních podmínek, pro které jsou oceli protipožárního typu určeny. S výjimkou plechu T\_7 vykazovaly strmý přechod z křehkého do



houževnatého stavu, což se projevuje mj. i minimálními rozdíly v přechodových teplotách  $T_{35Jcm}^{-2}$ ,  $T_{50Jcm}^{-2}$ .

Nejnižších přechodových teplot FAAT shodně dosahovaly materiály T\_5 a T\_8. Všechny nově zkoušené oceli měly v porovnání s laboratorní tavbou LA\_3 tuto teplotu podstatně nižší.

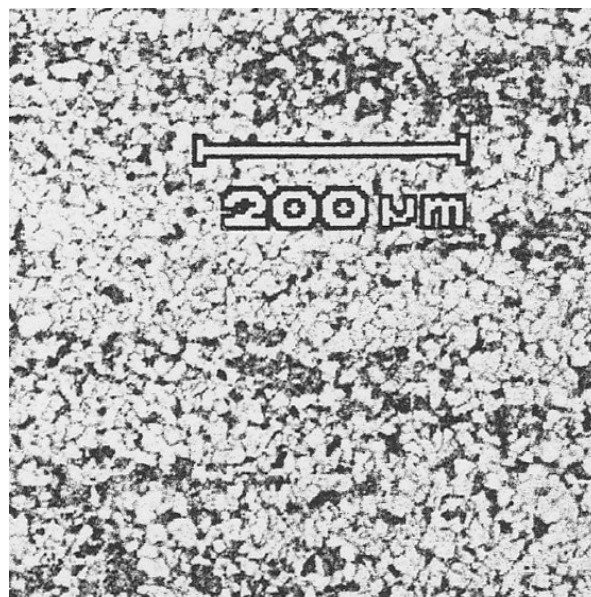
### 5.2.2.3 Výsledky metalografické analýzy

Mikrostruktura všech vzorků sledovaných taveb byla hodnocena po vyvolání v 4%-ním roztoku Nitalu. Kované tyče (vzorky T\_5 a T\_6) měly základní mikrostrukturu feriticko-perlitickou s náznaky řádkovitosti, u tavby T\_6 byly pozorovány oblasti s lokálním výskytem zákalné složky, což bylo patrně způsobeno kovacími podmínkami. U vzorků odebraných z normalizačně válcovaných plechů (vzorky T\_7 a T\_8) byla mikrostruktura také feriticko-perlitická s řádkováním. Svou mikrostrukturou byly tedy vzorky T\_5 – T\_8 podobné výchozí tavně LA\_3.

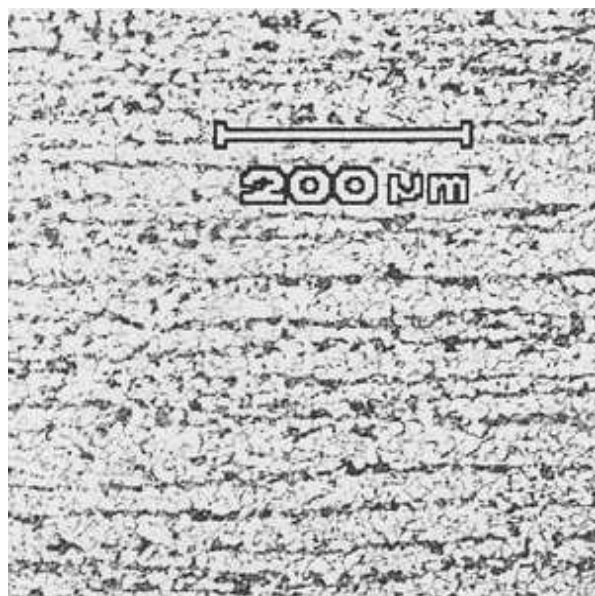
Na kvantitativním integrátoru „ELTINOR“ stanovená velikost feritického zrna (G) byla pro všechny vzorky totožná a měla hodnotu dle ASTM 11.



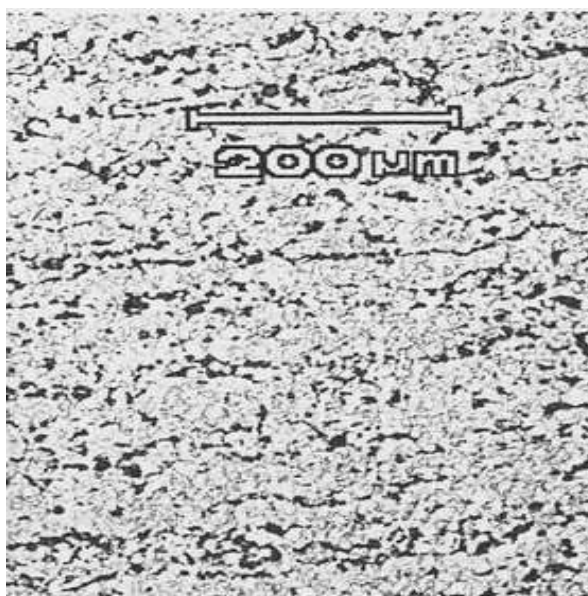
**Obr.36:** Mikrostruktura vzorku T\_5,zv.200



**Obr.37:** Mikrostruktura vzorku T\_6,zv.200



**Obr.38:** Mikrostruktura vzorku T\_7,zv.200



**Obr.39:** Mikrostruktura vzorku T\_8,zv.200

#### 5.2.2.4 Výsledky hodnocení cyklické pevnosti a odolnosti proti únavě

V **tab.22** jsou uvedeny meze únavy při míjivém způsobu namáhání ( $R = 0$ ) pro studované sady zkušebních těles. Z dosažených výsledků vyplývá, že všechny zkoušené sady vzorků vykazovaly přibližně stejnou mez únavy, která se pohybovala v rozmezí amplitudy napětí 150 až 160 MPa. Tyto hodnoty jsou o 20 – 30 MPa nižší v porovnání s laboratorními tavnými.

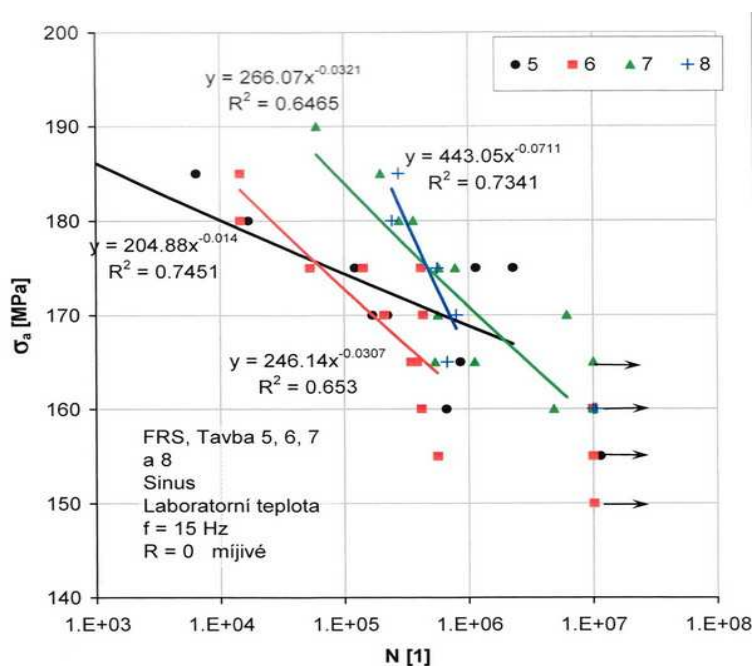
V **Příloze 4** jsou pak uvedeny všechny dosažené výsledky zkoušek únavy, přičemž jsou označeny výsledky udávající zkušební tělesa, která se neporušila. Počet neporušených těles byl pro všechny vzorky totožný a tvořil cca 13%.

Grafické znázornění matematicko-statistického zpracování získaných hodnot pro jednotlivé sady vzorků je na **obr.40**. Obdržené výsledky vykazovaly značný rozptyl a to zejména v oblasti časované životnosti.

**Tab. 22:** Meze únavy studovaných taveb při míjivém zatěžování pro  $N = 10^7$ .

Označení	Mez únavy při míjivém napětí (MPa)
T_5	155±155
T_6	150±150
T_7	155±155
T_8	160±160

Při porovnání vlivu výchozího polotovaru na únavové vlastnosti za předpokladu, že všechny vzorky pocházely z jedné tavby, bylo patrné, že u plechů existovala tendence k posunu šikmé větve Wöhlerovy křivky směrem doprava oproti vzorkům vyrobených z vykovaných tyčí. Tento efekt mohl být způsoben jednak vyšší úrovní deformačního zpevnění u plechů, jakož i rozdílnou velikostí zkušebního tělesa a zcela potvrzoval výsledky mechanických zkoušek, hlavně meze kluzu.



**Obr.40:** Porovnání získaných S-N křivek pro zkoušené sady vzorků

### 5.2.3 Etapa III.

V následující etapě vývoje nové experimentální protipožární oceli se v první řadě řešily potíže s nedosahováním požadovaných hodnot mechanických vlastností u vzorků zkoušených v minulé etapě. Za účelem zvýšení hlavně meze kluzu a meze pevnosti u oceli z tavby T71054 byla navržena úprava chemického složení této tavby, konkrétně zvýšení obsahu manganu, titanu, boru a dusíku. Na základě těchto úprav pak byla vyrobena další poloprovozní tavba T71997 (chemické složení v **tab.23**), ze které byly opět kování připraveny zkušební tyče o rozměrech 20 x 20 x 500 mm (dále značené T\_9 - chemické složení v **tab.23**). Teplota dokování byla 900 – 950°C a po normalizačním žíhání (930°C/1h/vzduch) byly vzorky opět podrobeny komplexním zkouškám užitečných vlastností.

**Tab.23:** Chemické složení (hm.%) tavby 71997 a vzorku T9

Tavba	C	Mn	Si	P	S	Al <sub>celk.</sub>	Cr	Mo	V	Ti	N	B
<b>T71997</b>	0,10	1,33	0,09	0,016	0,012	0,025	0,76	0,011	0,008	0,0479	0,0158	0,0043
<b>T_9</b>	0,11	1,34	0,06	0,015	0,012	0,019	0,75	0,014	0,009	0,051	0,014	0,0040

#### 5.2.3.1 Výsledky hodnocení mechanických vlastností

Vzorky z tyčí označovaných jako T\_9 byly podrobeny mechanickým zkouškám, přičemž pro srovnání byly do grafů vyneseny i hodnoty předešlých hodnocených vzorků T\_5 – T\_8, tavby LA\_3 a oceli FRS 30.

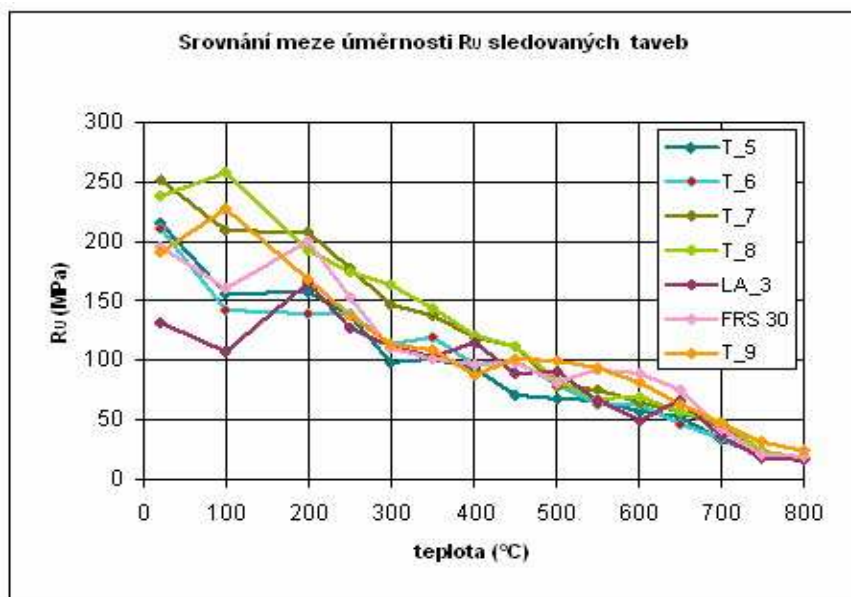
#### *Mez úměrnosti*

Získané hodnoty meze úměrnosti vzorků T\_9 více méně kopírovaly výsledky z tahových zkoušek za zvýšených teplot, které byly získány pro kované a žíhané vzorky T\_5 a T\_6 z předešlé tavby (**obr.41**).

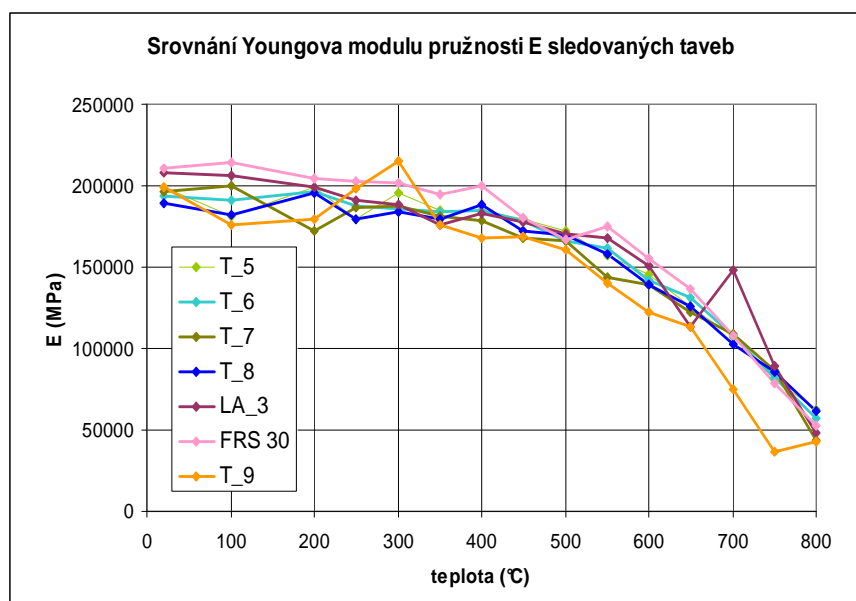
Výsledky dále ukázaly velký rozptyl hodnot meze úměrnosti do teploty cca 400°C .

#### *Youngův modul pružnosti*

Vzorky T\_9 v případě hodnocení Youngova modulu pružnosti vykazovaly ve srovnání s ostatními tavbami mírný pokles, zvláště pak v oblasti teplot 300 – 750°C (**obr. 42**).



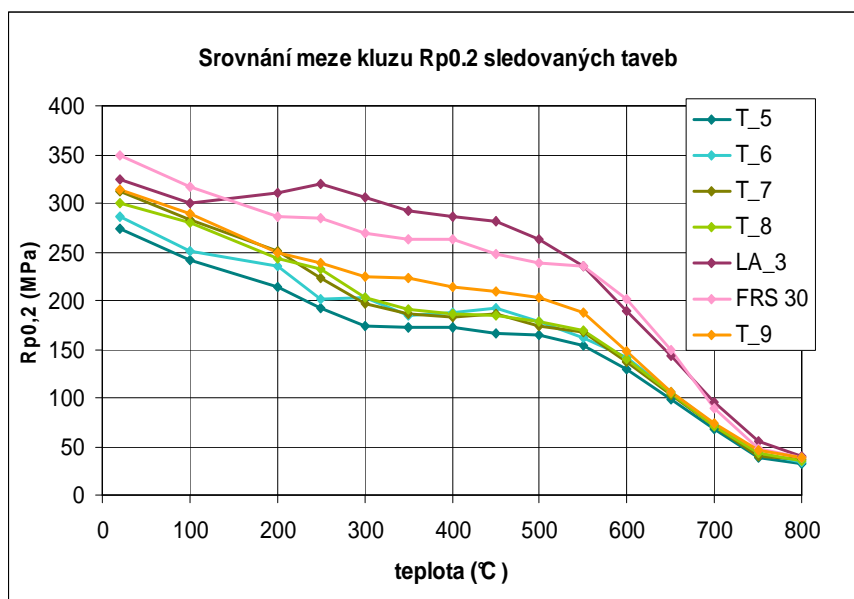
**Obr.41:** Srovnání meze úměrnosti  $R_U$  experimentálních taveb



**Obr.42:** Srovnání Youngova modulu pružnosti  $E$  experimentálních taveb

### **Mez kluzu**

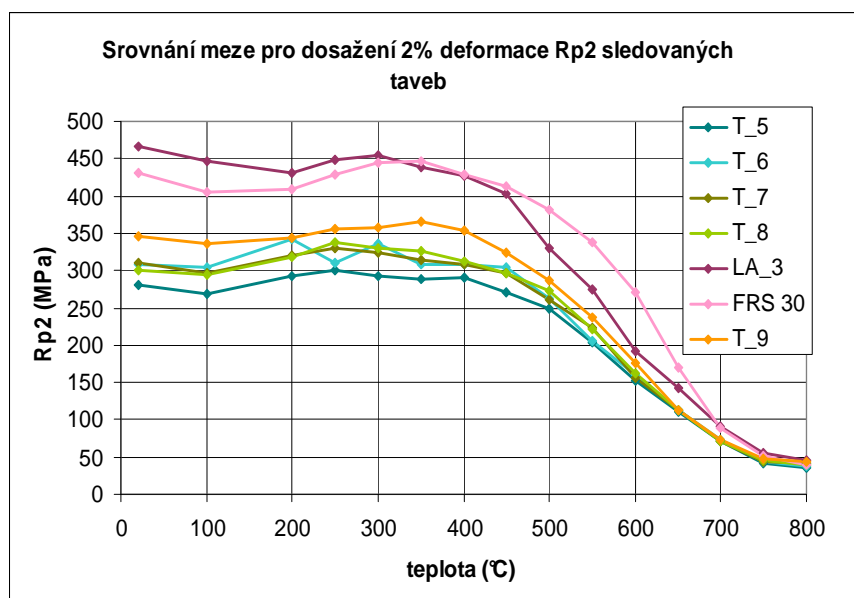
Vzorky z tyčí z tavby 71997 ( $T_9$ ) dosahovaly z pohledu meze kluzu nižších hodnot ve srovnání s tavbou  $LA_3$  a FRS 30 (**obr. 43**). Naopak ve srovnání s poloprovozní tavbou T71054 ( $T_5 - T_8$ ) měly převahu vzorky  $T_9$  v oblasti teplot 300 – 600°C, což může být zdůvodněno sekundárním zpevněním této oceli, podobně jako u oceli FRS 30.



**Obr.43:** Srovnání meze kluzu  $R_{p0.2}$  experimentálních taveb

### *Mez 2%-ní deformace*

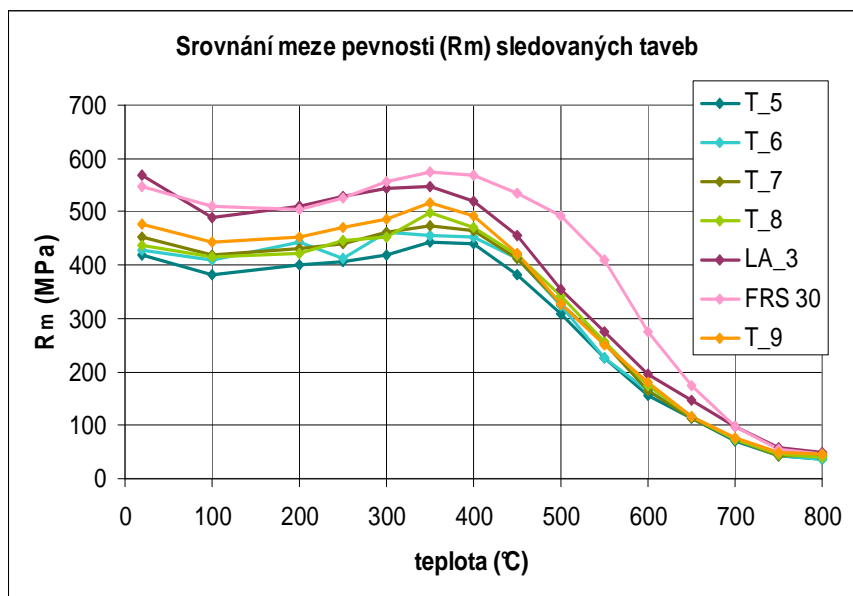
Výsledky z hodnocení meze 2%-ní deformace (**obr. 44**) se opět velmi nelišily od výsledků z hodnocení meze kluzu, když T\_9 pevnostně vyčnívala nad poloprovozní tavby T\_5 – T\_8 a přitom nedosahovala hodnot LA\_3 a FRS 30.



**Obr.44:** Srovnání meze 2%-ní deformace u experimentálních taveb

### Mez pevnosti

V případě meze pevnosti v tahu nebyl pozorován větší rozdíl mezi vzorky T\_9 a T\_5 - T\_8. Výsledky však znovu ukázaly pevnostní rozdíly mezi vzorky z LA\_3 a T\_5 – T\_9 do teplot 550°C (obr. 45).



**Obr.45:** Srovnání meze pevnosti u experimentálních taveb

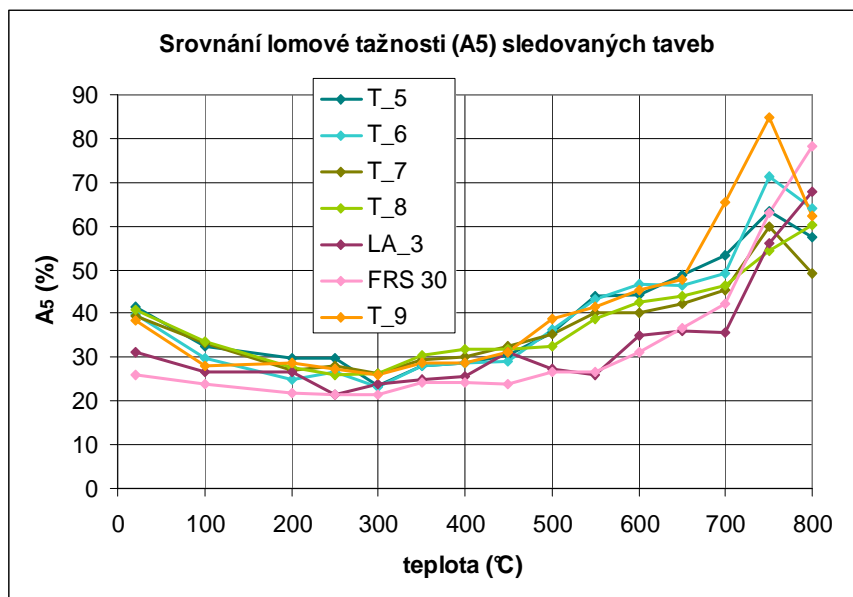
### Plastické vlastnosti

U plastických vlastností vzorků z T\_9 lze konstatovat, že všechny hodnocené tavby (obr.46) byly srovnatelné a celkově všechny vzorky z poloprovozních taveb měly tažnost nad 20%.

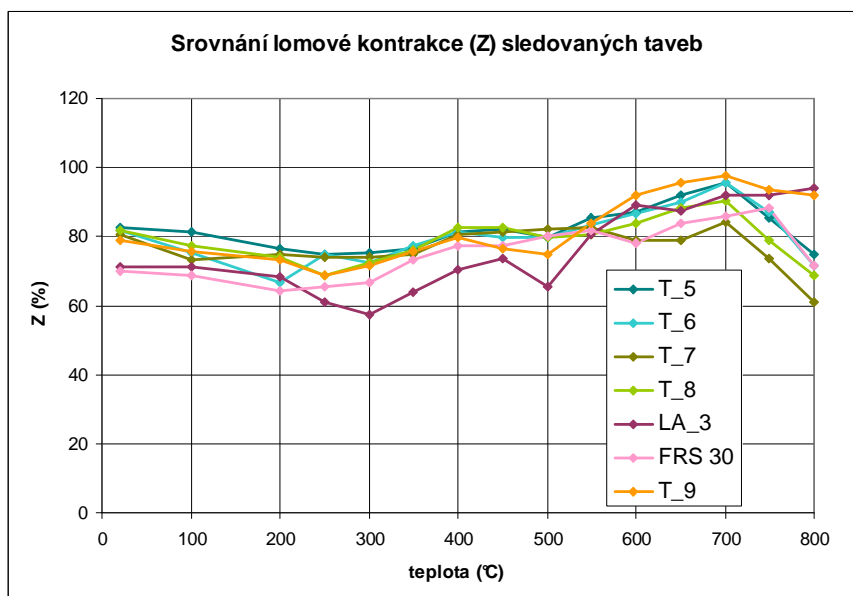
V oblasti teplot 500 – 700°C vykazovaly výsledky získané na vzorcích z T\_9 větší hodnoty tažnosti než u tavby LA\_3 a oceli FRS 30.

### Lomová kontrakce

Závislost lomové kontrakce vzorků T\_9 na teplotě byla prakticky identická s průběhem závislosti u vzorků T\_5 – T\_8 (obr.47). Vzorky T\_9 se vyznačovaly nejvyšší kontrakcí v oblasti teplot 600 - 800°C.



**Obr.46:** Srovnání tažnosti u experimentálních taveb



**Obr.47:** Srovnání lomové kontrakce u experimentálních taveb

### 5.2.3.2 Výpočet redukčních faktorů

Z výsledků dosažených zkouškami mechanických vlastností byly znovu dle rovnic (4 - 6) vypočítány redukční součinitelé za účelem porovnání těchto hodnot se součiniteli tabelovanými



pro uhlíkovou ocel podle ČSN P ENV 1993-1-2 [5]. Jako srovnávací činitelé byly i zde zahrnuty hodnoty pro výchozí laboratorní tavbu LA\_3 a komerčně prodávanou ocel FRS 30 (**tab. 24 – 26**). V těchto tabulkách jsou barevně vyznačeny hodnoty, které podkročovaly příslušnou hodnotu redukčního součinitele uvedeného v ČSN P ENV 1993-1-2 [5].

**Tab. 24:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez úměrnosti  $k_{p,0}$

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez úměrnosti $k_{p,0}$			
	dle EN 1993-1-2	LA_3	FRS 30	T_9
<b>20</b>	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
<b>100</b>	1,0000	0,8202	0,8190	1,1871
<b>200</b>	0,8070	1,2632	1,0163	0,8779
<b>300</b>	0,6130	0,8594	0,5631	0,5891
<b>400</b>	0,4200	0,8716	0,4989	0,4607
<b>500</b>	0,3600	0,6922	0,4221	0,5213
<b>550</b>	0,2700	0,5124	0,4769	0,4900
<b>600</b>	0,1800	0,3829	0,4550	0,4310
<b>650</b>	0,1275	0,5135	0,3796	0,3321
<b>700</b>	0,0750	0,2724	0,2269	0,2418
<b>750</b>	0,0625	0,1341	0,1094	0,1631
<b>800</b>	0,0500	0,1257	0,1007	0,1229

Výsledky ukázaly, že v případě meze úměrnosti (**tab. 24**), splňovaly redukční součinitelé stanovené u vzorků T\_9 až na teplotu 300°C požadované podmínky.

Obdobně dobré výsledky vzešly i z výpočtů redukčních součinitelů pro Youngův modul pružnosti (**tab. 25**), když hodnoty redukčního součinitele pro Youngův modul pružnosti tabelované pro uhlíkovou ocel v normě ČSN P ENV 1993-1-2 [5] podkročovaly vzorky T\_9 pouze při teplotě 100°C.

Výsledky redukčních součinitelů pro mez kluzu (**tab. 26**) opět nenaplněly hodnoty požadované normou [5] a ani ve vztahu s LA\_3 a FRS 30. Na druhou stranu vypočítané hodnoty redukčního součinitele pro mez kluzu byly větší než u minulých taveb.

**Tab. 25:** Srovnání redukčních součinitelů pro Youngův modul  $k_{E,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro Youngův modul $k_{E,0}$			
	dle EN 1993-1-2	LA_3	FRS 30	T_9
<b>20</b>	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
<b>100</b>	1,0000	0,9944	1,0216	0,8829
<b>200</b>	0,9000	0,9603	0,9710	0,9039
<b>300</b>	0,8000	0,9059	0,9569	1,0818
<b>400</b>	0,7000	0,8823	0,9471	0,8434
<b>500</b>	0,6000	0,8233	0,7937	0,8073
<b>550</b>	0,4550	0,8080	0,8337	0,7062
<b>600</b>	0,3100	0,7247	0,7364	0,6166
<b>650</b>	0,2200	0,5451	0,6526	0,5686
<b>700</b>	0,1300	0,7120	0,5111	0,3766
<b>750</b>	0,1100	0,4304	0,3766	0,1846
<b>800</b>	0,0900	0,2317	0,2552	0,2173

**Tab. 26:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez kluzu  $k_{y,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu $k_{y,0}$			
	dle EN 1993-1-2	LA_3	FRS 30	T_9
<b>20</b>	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
<b>100</b>	1,0000	0,9231	0,9265	0,9197
<b>200</b>	1,0000	0,9548	0,8237	0,7908
<b>300</b>	1,0000	0,9424	0,7694	0,7151
<b>400</b>	1,0000	0,8820	0,7520	0,6819
<b>500</b>	0,7800	0,8068	0,6855	0,6451
<b>550</b>	0,6250	0,7247	0,6732	0,5969
<b>600</b>	0,4700	0,5813	0,5785	0,4721
<b>650</b>	0,3500	0,4394	0,4291	0,3400
<b>700</b>	0,2300	0,2931	0,2598	0,2373
<b>750</b>	0,1700	0,1700	0,1427	0,1448
<b>800</b>	0,1100	0,1239	0,1119	0,1218

Pokud však byly získané hodnoty meze kluzu za vysokých teplot vztaženy k „normované“ hodnotě platné pro ocel s úrovní meze kluzu za laboratorní teploty 275 MPa (**tab. 27**), pak poměr vysokoteplotní meze kluzu a této hodnoty vycházel nejlépe ze všech dosavadně zkoušených vzorků.

**Tab. 27:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez kluzu  $k_{y,0}$  korigovaných na ocel s mezí kluzu 275 MPa.

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu $k_{y,0}$			
	dle EN 1993-1-2	LA_3	FRS 30	T_9
<b>20</b>	1,0000	1,1829	1,2662	1,1422
<b>100</b>	1,0000	1,0920	1,1731	1,0505
<b>200</b>	1,0000	1,1295	1,0429	0,9033
<b>300</b>	1,0000	1,1147	0,9742	0,8168
<b>400</b>	1,0000	1,0433	0,9522	0,7789
<b>500</b>	0,7800	0,9544	0,8680	0,7369
<b>550</b>	0,6250	0,8573	0,8524	0,6817
<b>600</b>	0,4700	0,6876	0,7325	0,5392
<b>650</b>	0,3500	0,5198	0,5433	0,3884
<b>700</b>	0,2300	0,3467	0,3289	0,2710
<b>750</b>	0,1700	0,2011	0,1807	0,1654
<b>800</b>	0,1100	0,1465	0,1416	0,1391

### 5.2.3.3 Výsledky ověření křehkolomových charakteristik

Výsledky z hodnocení křehkolomových charakteristik v této etapě řešení jsou uvedeny v **tab. 28**, výsledky v grafické podobě jsou v **Příloze 5**.

Jak lze z výsledků vyčíst, houževnatost byla podstatně nižší než u vzorků T\_5 – T\_8 z předchozí etapy, plně však vyhovovala požadavkům normy ČSN EN 10025-2 [76].

Vypočtené přechodové teploty  $T_{35Jcm}^{-2}$ ,  $T_{50Jcm}^{-2}$  a  $T_{50\%}$  ze stanovených parametrických rovnic (**tab. 29**) ukázaly pokles svých hodnot ve srovnání se vzorky T\_5 - T\_8 a dosažené teploty byly srovnatelné s tavnou LA\_3.

**Tab. 28:** Výsledky rázových zkoušek v ohybu pro hodnocenou poloprovodní tavbu

Vzorek	Lomová vlastnost	Teplota (°C)							
		-60	-40	-20	-10	0	+20	+50	+100
T_9	KV (J)	9	22	59	104	167	202	268	245
	KCV (Jcm <sup>-2</sup> )	11	28	74	130	209	252	335	306
	% houžev. lomu	0	13	22	33	54	78	100	100
	Δb (mm)	0,14	0,42	1,04	1,72	2,35	2,57	2,63	2,54

**Tab. 29:** Vypočtené hodnoty  $T_{35Jcm}^{-2}$ ,  $T_{50Jcm}^{-2}$  a  $T_{50\%}$  pro hodnocené tavby

Charakteristika	tyče T_5	tyče T_6	plech T_7	plech T_8	tyče T_9	LA_3
$T_{35Jcm}^{-2}$ (°C)	-30,6	-35,9	-42,9	-51,6	-35	-30,9
$T_{50Jcm}^{-2}$ (°C)	-29,6	-34,3	-32,2	-50,0	-29	-23,1
$T_{50\%}$ (°C)	-44,6	-28,4	-17,7	-44,6	-0,8	+7,1

#### 5.2.3.4 Hodnocení cyklické pevnosti a odolnosti proti únavě

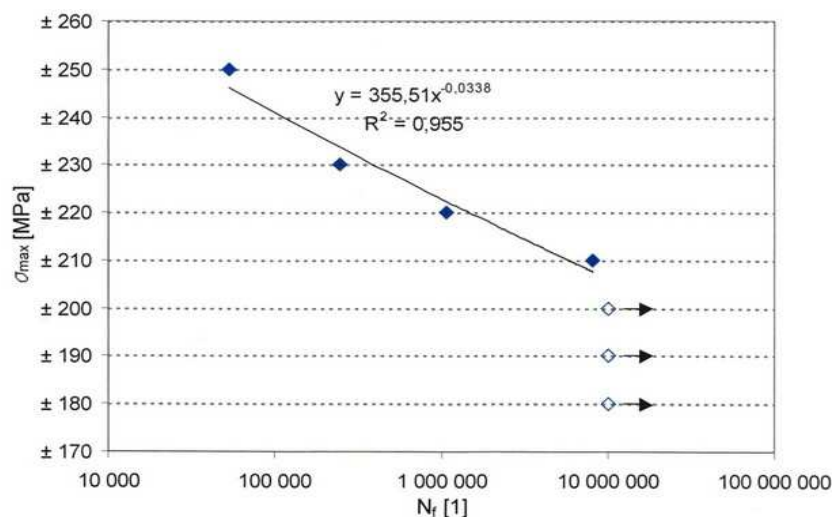
Zkoušky vysokocyklové únavy oceli T\_9 byly prováděny identickým postupem jako v předešlých případech v souladu s požadavky ASTM E 466 [73] při cyklu  $R = 0$ , tzn. míjivým způsobem zatěžování za účelem získání konzervativnějších hodnot meze únavy a také nově pro  $R = -1$  při střídavém způsobu zatěžování.

Při cyklu  $R = -1$  bylo odzkoušeno celkem 8 zkušebních těles, tři pro stanovení meze únavy (tj. stanovení zatížení, při které se zkušební tělesa neporuší ani po 10 000 000 cyklech) a 5 zkušebních těles pro stanovení polohy a směrnice šikmé větve S-N křivky. Ze získaných datových bodů, shrnutých v **tab. 30**, byly získány body jednotlivých Wöhlerových (S-N) křivek, které pak byly opět vyneseny v bilogaritmických souřadnicích v závislosti na počtu cyklů do porušení. Získanými body na šikmé větvi Wöhlerové křivky byla proložena mocninná křivka charakterizující chování studovaného materiálu v oblasti časované životnosti (**obr. 48, 49**).

V **Příloze 6** jsou přehledně sumarizovány všechny dosažené výsledky zkoušek únavy pro cyklus  $R = -1$  a také pak výsledky získané při míjivém způsobu namáhání ( $R = 0$ ).

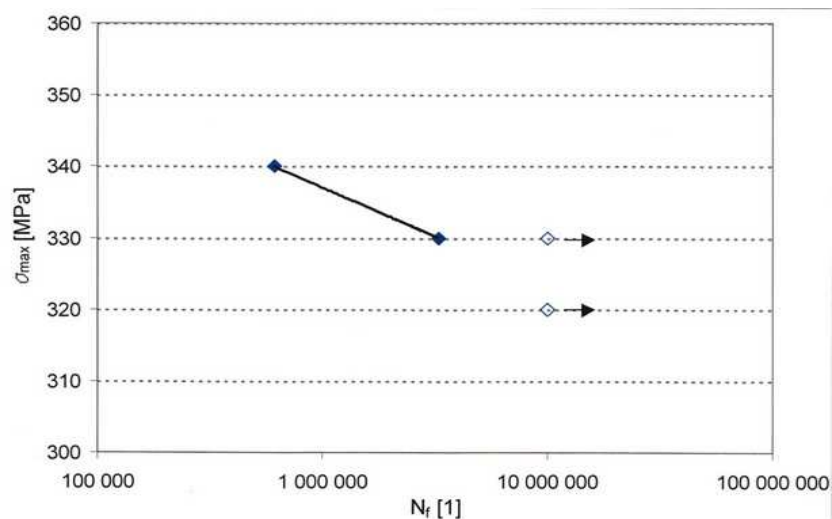
Na základě provedených experimentálních prací bylo možné konstatovat, že mez únavy studované oceli T\_9 pro cyklus  $R = 0$  byla rovna  $\sigma = 160 \pm 160$  MPa, pro cyklus  $R = -1$  byla pak

mez únavy rovna  $\sigma = \pm 200$  MPa. Obdržené výsledky pro cyklus  $R = 0$  byly srovnatelné s výsledky získanými pro vzorky T\_5 - T\_8.



**Obr. 48:** Wöhlerova křivka pro materiál T\_9,  $R = -1$

Oproti minulým tavbám se u této tavby příliš neprojevila citlivost na amplitudu zatížení, tady obdržené hodnoty vykazovaly poměrně malý rozptyl a to pro obě studované asymetrie cyklu.

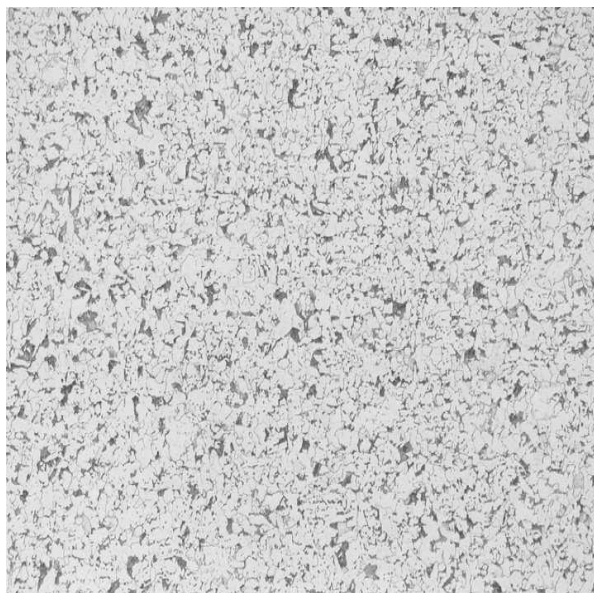


**Obr. 49:** Wöhlerova křivka pro materiál T\_9,  $R = 0$

### 5.2.2.3 Výsledky metalografické analýzy

Mikrostruktura vzorků T9 z poloprovozní tavby T71997 byla hodnocena po vyvolání v 4%-ním roztoku Nitalu. Vzorek T\_9 z kovaných tyčí měl základní mikrostrukturu tvořenou

jemnozrnným feritem a bloky bainitu. Ve struktuře se vyskytoval i určitý podíl perlitické složky (**obr. 50 a 51**). Velikost feritického zrna stanovená na kvantitativním integrátoru „ELTINOR“ měla hodnotu 12 dle ASTM.



Obr. 50: Mikrostruktura vzorku T\_9, zv.100x



Obr. 51: Mikrostruktura vzorku T\_9, zv.500x

#### 5.2.3.5 Vývoj technologie válcování nové protipožární oceli

Zákonitě se změnou chemie vznikla potřeba ověření technologie válcování nové oceli, a tak proběhl na Katedře tváření VŠB TU-Ostrava další výzkum v této oblasti. Konkrétním cílem tohoto výzkumu bylo využít výsledků a poznatků dosažených v předešlém případě a navrhnout technologii řízeného válcování této nové oceli.

Pro daný účel byly použity vzorky o tloušťce 19 mm a šířce 30 mm z průmyslově odlité tavby T71997 a ty pak byly reverzně válcovány šesti úběry na laboratorní trati Tandem do finální tloušťky 4,9 mm. Doválcovací teplota byla měněna v teplotní oblasti 715 – 950°C, takže válcování probíhalo na základě předem stanovených teplot  $A_{r3}$  a  $A_{r1}$ , v oblasti austenitické (nad 880°C), feritické (pod 755°C) i dvoufázové.

Ze získaných výsledků vyplynulo, že experimentální protipožární ocel o daném chemickém složení je nejvhodnější tvářet za daných podmínek normalizačním válcováním, tedy těsně nad zjištěnou teplotou  $A_{r3}$ . Válcováním v této oblasti bylo dosaženo nejvyváženější kombinace pevnostních a plastických vlastností a to bez ohledu na režim ochlazování. Podobné

strukturní i mechanické vlastnosti byly dosaženy i při doválcování za nízkých teplot. V tomto případě ovšem nízké teploty přinášely s sebou zvýšení deformačních odporů a válcovacích sil a to nejméně o 15%.

#### 5.2.4 Etapa IV.

Na základě hodnocení oceli z tavby T71997 a s přihlédnutím k výsledkům simulace normalizačního válcování oceli z této tavby na Katedře tváření VŠB-TU Ostrava, byla navržena výroba provozní tavby.

##### 5.2.4.1 Výroba provozní tavby

Na konvertorové ocelárně byla vyrobena tavba T30616 (chemické složení v **tab. 30**). Chemické složení tavby T30616 plně neodpovídalo chemickému složení předchozí poloprovozní tavby T71997, neboť zde byl mírně zvýšený obsah uhlíku a podkročena koncentrace titanu i boru.

**Tab. 30:** Chemické složení (hm.%) tavby 30616 a vzorků T\_10A a T\_10B

Tavba	C	Mn	Si	P	S	Al <sub>celk.</sub>	Cr	Mo	V	Ti	N	B
<b>T30616</b>	0,12	1,26	0,11	0,011	0,007	0,026	0,76	0,014	0,005	0,0247	0,0082	0,0035
<b>T_10A</b>	0,13	1,30	0,12	0,012	0,008	0,027	0,76	0,015	0,009	0,030	0,080	0,0016
<b>T_10B</b>	0,12	1,27	0,13	0,010	0,007	0,025	0,75	0,014	0,009	0,031	0,080	0,0014

*Pozn. Proti tavební analýze byla ve vzorcích T\_10A a T\_10B zjištěna pouze poloviční koncentrace boru. Tato skutečnost může být způsobena jednak silnou segregační schopností boru, ale třeba i díky obtížné stanovitelnosti boru v ocelích.*

Výroba oceli v konvertoru byla srovnatelná z výrobou běžných konstrukčních ocelí, například S275. Výjimkou bylo použití bezstruskového odpichu oceli z konvertoru za účelem udržení nízkého obsahu fosforu v oceli.

Vzhledem k technologii mimopecního zpracování konvenčních konstrukčních ocelí byla tavba T30616 dále zpracovávána odlišným způsobem.

Konvenční konstrukční oceli jsou vyráběny cestou mimopecního zpracování: Homogenizace – Pánvová pec (případně dnes již nepoužívaný Chemický ohřev). Tavba T30616 byla vyráběna cestou: Homogenizace – Pánvová pec - Vakuování – Pánvová pec a to pro dosažení vyšší mikročistoty a nižšího obsahu vodíku a kyslíku v porovnání s konvenčními ocelmi. První ohřev oceli na pánvové peci byl z důvodů nízké teploty oceli po delší homogenizaci argonem. Legování ferotitanem a feroborem bylo provedeno při druhém ohřevu na pánvové peci. Všechny používané legury byly s nízkým obsahem nečistot.



Tato tavba byla odlita na ZPO1 do bloku 300 x 350 mm a dále válcována normalizačně na Univerzální trati Třineckých železáren, a.s. v Bohumíně. Podmínky tohoto válcování byly vyvinuty při simulaci na Katedře tváření VŠB-TU Ostrava. Teplota ohřevu sochoru byla 1200°C a teplota doválcování 870°C. Na Univerzální trati byly z tavby T30616 odválcovány plechy tloušťky 10 a 15 mm, které byly volně ochlazovány na vzduchu.

Z materiálu byly následně vyrobeny vzorky (vzorky označeny T\_10A – tloušťka 10 mm a T\_10B – tloušťka 15 mm - chemické složení v **tab. 30**), které byly opět podrobeny dané sadě zkoušek.

#### 5.2.4.2 Výsledky hodnocení mechanických vlastností

Pro tyto zkoušky tahem byly vyrobeny zkušební vzorky kruhového průřezu o průměru měřené části 6 mm a délce 30 mm odebrané v příčném i podélném směru jednotlivých plechů. Odběr vzorků v příčném směru je požadován pro ploché výrobky širší než 600 mm dle normy EN 10025 [82]. Vzorky z příčného směru byly podrobeny tahové zkoušce pouze při teplotách 20°C, 200°C, 400°C a 600°C.

Získané výsledky jsou znázorněné na **obr. 52 - 57**, kde jsou vyneseny i hodnoty obdržené z tavby LA\_3 a oceli FRS 30. Na rozdíl od ostatních etap, nebyla v této etapě hodnocena mez 2%-ní deformace, neboť předešlé výsledky spolehlivě kopírovaly výsledky z hodnocení meze kluzu a pevnosti.

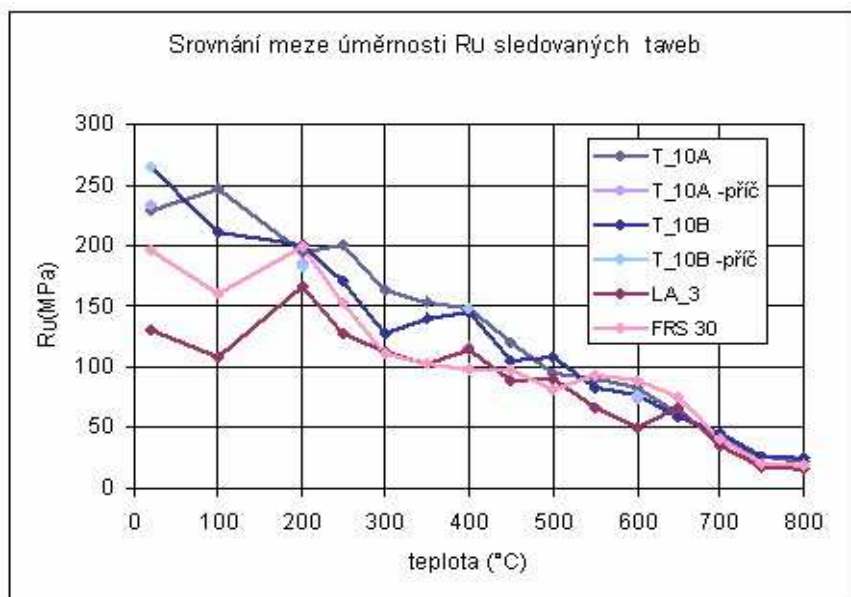
#### *Mez úměrnosti*

U sledovaných vzorků T\_10 byly hodnoty meze úměrnosti větší než u taveb LA\_3 a oceli FRS 30 a byly podobně rozptýlené jako v předchozích případech (**obr. 52**). Od 450 – 800°C se pak hodnoty meze úměrnosti všech taveb postupně srovnávaly.

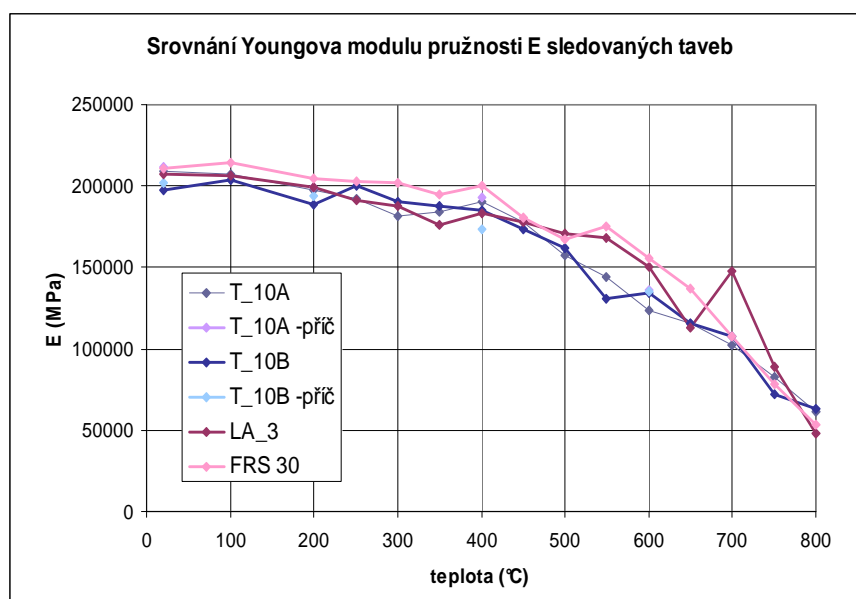
Vzorky odebrané z příčného směru nevykazovaly jakékoliv odlišnosti od vzorků odebraných z podélného směru.

#### *Youngův modul pružnosti*

Vzorky z plechů T\_10 při hodnocení Youngova modulu pružnosti byly opět srovnatelné s ostatními tavbami (**obr. 53**). Na druhou stranu byly patrná mírná nadvláda oceli FRS 30 v celé sledované teplotní oblasti.



**Obr. 52:** Srovnání meze úměrnosti  $R_U$  experimentálních taveb

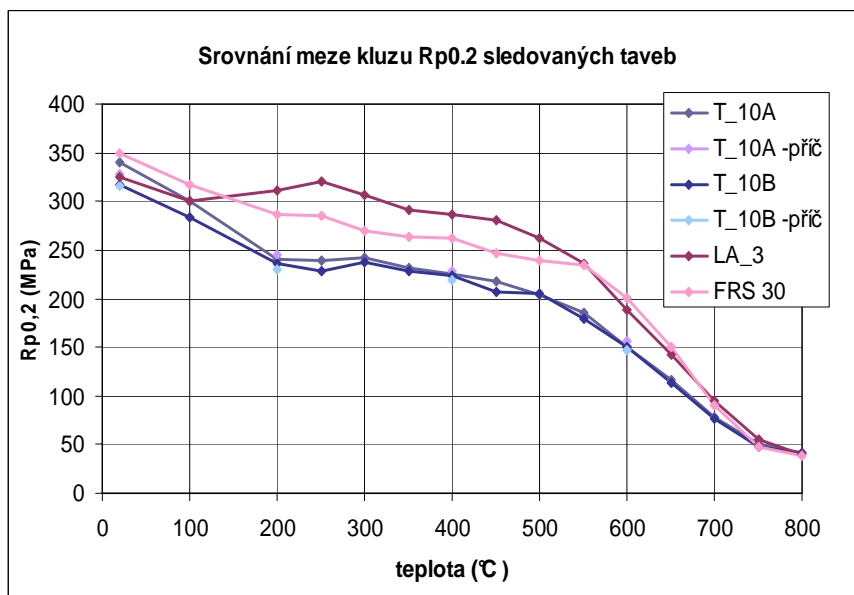


**Obr. 53:** Srovnání Youngova modulu pružnosti  $E$  experimentálních taveb

### *Mez kluzu*

Z pohledu meze kluzu vykazovaly vzorky T\_10 opět nižších hodnot ve srovnání s tavbou LA\_3 a FRS 30 a to prakticky v celém teplotním rozsahu (**obr. 54**). Co se týče porovnání meze kluzu u vzorků odebraných z příčného a podélného směru na směr válcování, nebyly zjištěny

v hodnotách významnější rozdíly a tedy byly splněny v tomto směru požadavky normy EN 10025 [82].



**Obr. 54:** Srovnání meze kluzu  $R_{p0.2}$  experimentálních taveb

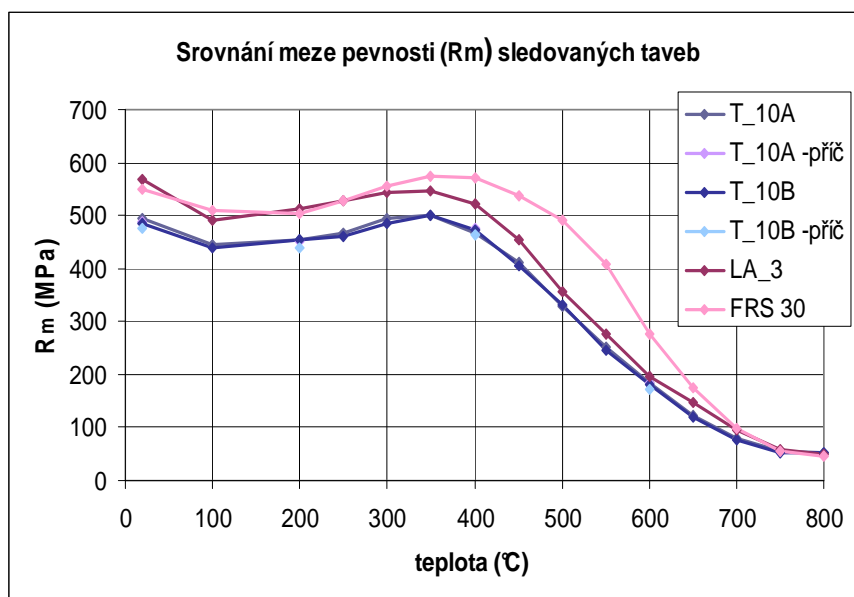
### *Mez pevnosti*

Hodnoty meze pevnosti v tahu u vzorků z T\_10 byly nižší než u srovnávaných taveb (**obr. 55**). Od teploty 350 °C se však hodnoty u těchto vzorků postupně přibližovaly výsledkům z tavy LA\_3. Ocel FRS 30 měla od 300°C do 650°C větší pevnostní převahu.

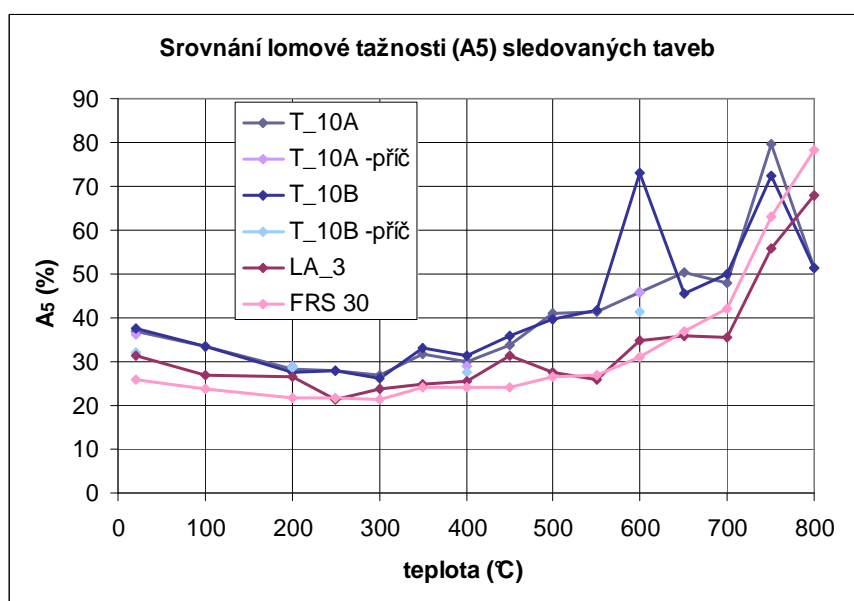
### *Plastické vlastnosti*

Lomová tažnost všech vzorků T\_10 byla uspokojivě nad 20% a byla také přirozeně vyšší než u taveb LA\_3 a FRS 30. Nad teplotou 450°C se tento rozdíl ještě prohluboval (**obr. 56**). Vzorek T\_10B, tedy odebraný z 15 mm plechu, vykazoval při 600°C lokální maximum.

Vzorky odebrané z příčného směru měly lomovou tažnost nižší než vzorky ze směru podélného. Přesnější hodnocení u vzorků z příčného směru nebylo možné provést z důvodů malého počtu zkušebních vzorků.



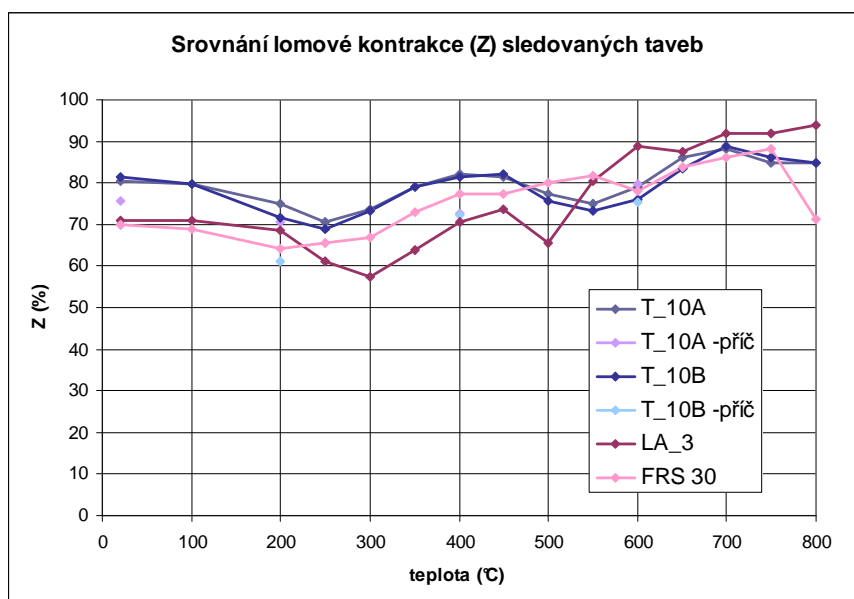
**Obr. 55:** Srovnání meze pevnosti u experimentálních taveb



**Obr. 56:** Srovnání tažnosti u experimentálních taveb

### **Lomová kontrakce**

V případě lomové kontrakce byly hodnoty ze vzorků T\_10 do teploty  $450^{\circ}\text{C}$  větší než u srovnávaných taveb, nad  $450^{\circ}\text{C}$  byla tato situace opačná. Lomová kontrakce stejně jako lomová tažnost ukázala rozptýl hodnot u vzorků odebraných z příčného a podélného směru, když hodnoty vzorků z příčného směru se více blížily k hodnotám taveb LA\_3 a FRS 30 (**obr. 57**).



**Obr. 57:** Srovnání lomové kontrakce u experimentálních taveb

#### 5.2.4.3 Výpočet redukčních faktorů

Na základě výsledků z mechanických zkoušek vzorků T\_10A a T\_10B byly znovu vypočítány redukční faktory platné pro jednotlivé pevnostní charakteristiky při zvýšených teplotách (**tab.31 – 33**). Obdržené výsledky pro vzorky z 10 a 15 mm plechu byly srovnávány s hodnotami z tavby LA\_3, oceli FRS 30 a součiniteli platnými pro uhlíkovou ocel podle ČSN P ENV 1993-1-2 [5]. V tabulkách jsou opět barevně označeny hodnoty, které podkračovaly požadovanou velikost součinitele dle dané normy.

Vypočítané redukční součinitele pro mez úměrnosti (**tab. 31**) jen potvrdily počáteční velký rozptyl hodnot, který platil přibližně do 400°C. V případě součinitelů pro Youngův modul pružnosti (**tab. 32**) překračovaly hodnoty, až na teplotu 100°C u vzorku z 10 mm plechu (T\_10A), požadovanou normou.

U nejdůležitějšího faktoru, meze kluzu (**tab. 33**), byl poměr materiálových charakteristik při zvýšené teplotě k hodnotám stejných vlastností při teplotě laboratorní nižší než u výchozí laboratorní tavby LA\_3 a oceli FRS 30 a s rostoucí teplotou se rozdíl prohluboval.

**Tab. 31:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez úměrnosti  $k_{p,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez úměrnosti $k_{p,0}$				
	dle EN 1993-1-2	LA_3	FRS 30	T_10A	T_10B
20	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
100	1,0000	0,8202	0,8190	1,0718	0,7984
200	0,8070	1,2632	1,0163	0,8481	0,7595
300	0,6130	0,8594	0,5631	0,7138	0,4846
400	0,4200	0,8716	0,4989	0,6509	0,5533
500	0,3600	0,6922	0,4221	0,4150	0,4120
550	0,2700	0,5124	0,4769	0,3979	0,3155
600	0,1800	0,3829	0,4550	0,3624	0,2913
650	0,1275	0,5135	0,3796	0,2757	0,2293
700	0,0750	0,2724	0,2269	0,2418	0,1745
750	0,0625	0,1341	0,1094	0,1115	0,1006
800	0,0500	0,1257	0,1007	0,0993	0,0938

**Tab. 32:** Srovnání redukčních součinitelů pro Youngův modul  $k_{E,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro Youngův modul $k_{E,0}$				
	dle EN 1993-1-2	LA_3	FRS 30	T_10A	T_10B
20	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
100	1,0000	0,9944	1,0216	0,9923	1,0288
200	0,9000	0,9603	0,9710	0,9452	0,9523
300	0,8000	0,9059	0,9569	0,8689	0,9614
400	0,7000	0,8823	0,9471	0,9121	0,9367
500	0,6000	0,8233	0,7937	0,7633	0,8193
550	0,4550	0,8080	0,8337	0,6895	0,6624
600	0,3100	0,7247	0,7364	0,5926	0,6781
650	0,2200	0,5451	0,6526	0,5545	0,5825
700	0,1300	0,7120	0,5111	0,4890	0,5447
750	0,1100	0,4304	0,3766	0,3938	0,3662
800	0,0900	0,2317	0,2552	0,2947	0,3185

**Tab. 33:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez kluzu  $k_{y,0}$ 

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu $k_{y,0}$				
	dle EN 1993-1-2	LA_3	FRS 30	T_10A	T_10B
20	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
100	1,0000	0,9231	0,9265	0,8721	0,8919
200	1,0000	0,9548	0,8237	0,7011	0,7416
300	1,0000	0,9424	0,7694	0,7014	0,7443
400	1,0000	0,8820	0,7520	0,6537	0,6998
500	0,7800	0,8068	0,6855	0,5925	0,6445
550	0,6250	0,7247	0,6732	0,5390	0,5602
600	0,4700	0,5813	0,5785	0,4360	0,4715
650	0,3500	0,4394	0,4291	0,3366	0,3576
700	0,2300	0,2931	0,2598	0,2273	0,2415
750	0,1700	0,1700	0,1427	0,1475	0,1528
800	0,1100	0,1239	0,1119	0,1243	0,1284

**Tab. 34:** Srovnání redukčních součinitelů pro mez kluzu  $k_{y,0}$  korigovaných na ocel s mezí kluzu 275 MPa.

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu $k_{y,0}$				
	dle EN 1993-1-2	LA_3	FRS 30	T_10A	T_10B
20	1,0000	1,1829	1,2662	1,2528	1,1600
100	1,0000	1,0920	1,1731	1,0926	1,0346
200	1,0000	1,1295	1,0429	0,8784	0,8603
300	1,0000	1,1147	0,9742	0,8787	0,8634
400	1,0000	1,0433	0,9522	0,8189	0,8118
500	0,7800	0,9544	0,8680	0,7423	0,7476
550	0,6250	0,8573	0,8524	0,6753	0,6499
600	0,4700	0,6876	0,7325	0,5462	0,5469
650	0,3500	0,5198	0,5433	0,4217	0,4149
700	0,2300	0,3467	0,3289	0,2847	0,2802
750	0,1700	0,2011	0,1807	0,1848	0,1773
800	0,1100	0,1465	0,1416	0,1558	0,1490

Pokud se provedly korigované propočty hodnot meze kluzu za vysokých teplot, které byly vztaženy k „normované“ hodnotě meze kluzu za laboratorní teploty na úrovni 275 MPa, pak poměr vysokoteplotní meze kluzu a této hodnoty opět nevycházel tak negativně (**tab. 34**). V oblasti teplot 200 – 500°C, tedy teplot v protipožární oblasti důležitějších, byly však nadále hodnoty ve srovnání s normou ČSN P ENV 1993-1-2 [5] nižší.

#### 5.2.4.4 Výsledky ověření křehkolomových charakteristik

Křehkolomové charakteristiky byly opět zkoušeny v širokém rozmezí teplot, aby tak pokryly jak oblast spodních prahových hodnot, tak i tranzitní oblast a oblast horních prahových hodnot. Po přeražení zkušebních tyčí byl, kromě základních vlastností, vyhodnocen podíl houževnatého lomu na lomové ploše přeražené zkušební tyče a rovněž hodnoty příčného rozšíření zkušební tyče po přeražení  $\Delta b$ . Výsledky jsou uvedeny v **tab. 35** a **Příloha 7**.

**Tab.35:** Výsledky rázových zkoušek v ohybu plechu tloušťky 10 mm (T\_10A) a 15 mm (T\_10B)

Tavba	Lomová vlastnost	Teplota (°C)						
		-60	-40	-20	0	+20	+50	+100
T_10A	KV (J)	11	27	45	71	92	107	113
T_10B		6	15	38	66	92	118	118
T_10A	KCV (Jcm <sup>-2</sup> )	17	34	56	88	115	134	142
T_10B		8	19	40	83	115	148	137
T_10A	% houžev. lomu	5	21	35	51	83	100	100
T_10B		0	13	26	44	71	98	100
T_10A	$\Delta b$ (mm)	0,20	0,57	0,88	1,37	1,71	2,01	2,14
T_10B		0,09	0,35	0,81	1,35	1,71	2,17	2,24

Z výsledků v **tab.35** lze oproti minulým etapám pozorovat snížení nárazové práce i dalších křehkolomových charakteristik u vzorků z normalizačně válcovaných plechů.

Trend poklesu křehkolomových vlastností byl rozpoznatelný i při srovnání stanovených přechodových teplot  $T_{35Jcm^{-2}}$ ,  $T_{50Jcm^{-2}}$  a  $T_{50\%}$  (**tab. 36**). Patrné bylo výrazné snížení těchto teplot oproti vzorkům T\_5 – T\_9, a úroveň přechodových teplot byla srovnatelná s hodnotami získanými u laboratorní tavby LA\_3. Přechodová teplota  $T_{50\%}$  však zůstává vzhledem k LA\_3 nižší.



**Tab.36:** Vypočtené hodnoty  $T_{35Jcm}^{-2}$ ,  $T_{50Jcm}^{-2}$  a  $T_{50\%}$  pro všechny hodnocené tavby

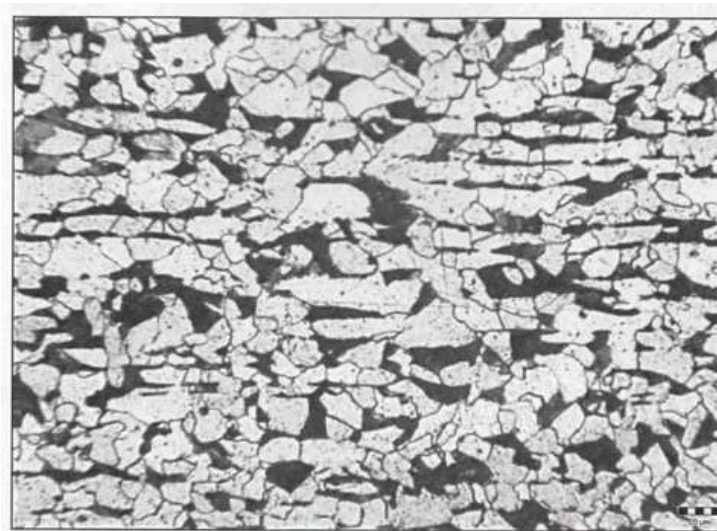
Charakteristika	LA_1	LA_2	LA_3	LA_4	T_5	T_6	T_7	T_8	T_9	T_10A	T_10B
$T_{35Jcm}^{-2}$ (°C)	-42,1	-54,5	-30,9	-64,5	-30,6	-35,9	-42,9	-51,6	-35	-29,7	-21,0
$T_{50Jcm}^{-2}$ (°C)	-34,6	-43,1	-23,1	-56,3	-29,6	-34,3	-32,2	-50,0	-29	-16,8	-10,6
$T_{50\%}$ (°C)	-2,4	-2,9	+7,1	-27,1	-44,6	-28,4	-17,7	-44,6	-0,8	-6,2	+2,5

#### 5.2.4.5 Výsledky metalografické analýzy

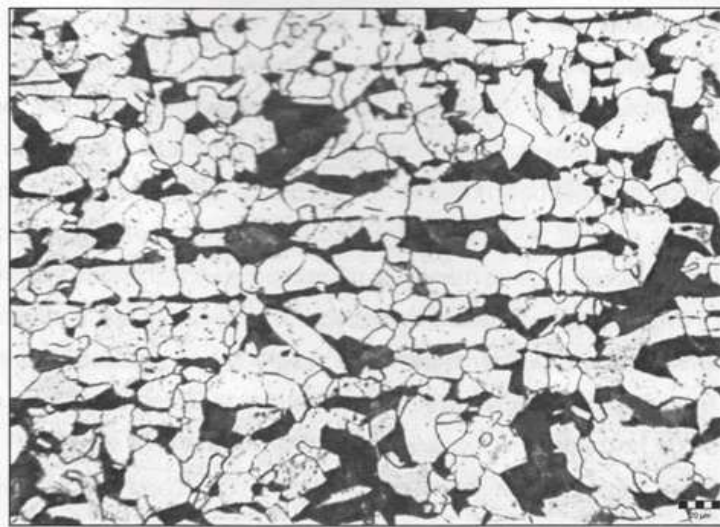
Metalografická analýza byla provedena na obou rozměrech dodaných plechů na výbrusech ze vzorků odebraných z podélného směru ke směru válcování.

Vzorek T\_10A (**obr. 58**) se vyznačoval základní strukturou tvořenou jemnozrnným feritem a perlitem, množství feritu se pohybovalo v rozmezí 65 - 69%. Místy, zejména pak ve středu tloušťky stěny byla patrná řádkovitost a ojediněle byl také pozorován výskyt vměstků.

Velikost feritického zrna stanovená na kvantitativním integrátoru „ELTINOR“ byla 12 dle ASTM.

**Obr. 58:** Mikrostruktura vzorku T\_10A, zv. 200x

V případě plechu T\_10B byla mikrostruktura prakticky identická, rovněž feriticko-perlitická s náznakem řádkovitosti, obsah feritu kolísal v rozmezí 68 - 70% (**obr. 59**). Velikost zrna byla taktéž srovnatelná se vzorkem T\_10A a měla hodnot dle ASTM 12.



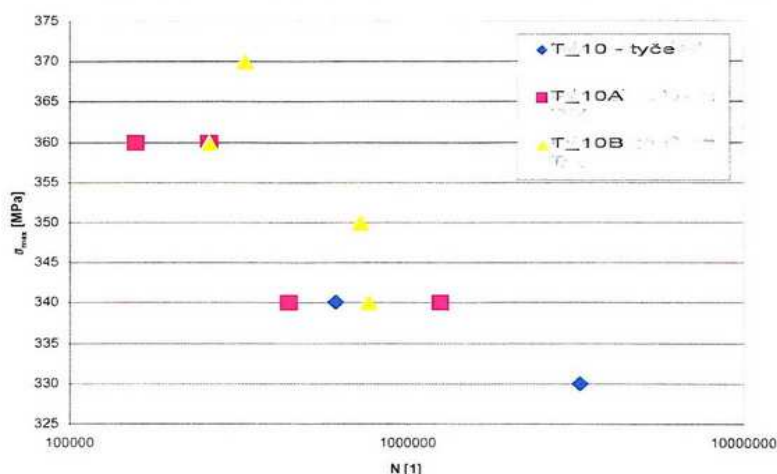
**Obr. 59:** Mikrostruktura vzorku T\_10B, zv. 200x

#### 5.2.4.6 Výsledky hodnocení cyklické pevnosti a odolnosti proti únavě

Oproti předešlé etapě, kdy se prováděly zkoušky únavy pro cykly  $R = 0$  a  $R = -1$ , proběhly zkoušky pouze míjivým způsobem zatěžování ( $R = 0$ ). Bylo odzkoušeno 10 zkušebních těles a vzorky vykazovaly stejnou mez únavy  $165 \pm 165$ . Získaná hodnota meze únavy tedy byla vyšší než u vzorků z poloprovozních taveb T\_5 – T\_9.

Grafické znázornění matematicko-statistického zpracování získaných hodnot pro jednotlivé sady vzorků T\_10A a T10\_B a pro srovnání i tyčí vykovanych a následně normalizačně žíhaných z T\_10 je na **obr. 60**. Jak vyplývá z **obr. 60**, obě studované tloušťky plechu po aplikaci normalizačního válcování vykazovaly odlišné chování v oblasti časované únavové pevnosti charakterizované šikmou větví Wöhlerovy křivky. Varianty s normalizačním válcováním vykazovaly vyšší citlivost na změnu amplitudy napětí oproti vzorkům z tyčí.

Oproti variantě zkoušené v minulé etapě se však projevila zvýšená citlivost na amplitudu zatížení (**obr. 60**), která se projevila poměrně strmými závislostmi v oblasti časované životnosti. Jednotlivé body použité pro konstrukci šikmých větví S-N křivek vykazovaly poměrně malý rozptyl, nutno však podotknout, že pro jejich stanovení byl použit poměrně malý počet zkušebních těles.



**Obr.60:** Porovnání šikmých větví Wöhlerových křivek

#### 5.2.4.7 Hodnocení svařitelnosti oceli

V rámci vývoje nové protipožární oceli v Třineckých železárnách, a.s. bylo také na vzorcích z T\_10 provedeno komplexní odzkoušení svařitelnosti. Z důvodů velkého rozsahu a rozmanitosti těchto zkoušek, jejíž popis je na další samostatnou práci, je zde pro názornost uvedeno pouze metalografické hodnocení makrostruktury a mikrostruktury svaru.

Z výsledků mimo jiné vyplynulo, že svařitelnost dané oceli je srovnatelná se svařitelností konvenčních konstrukčních ocelí.

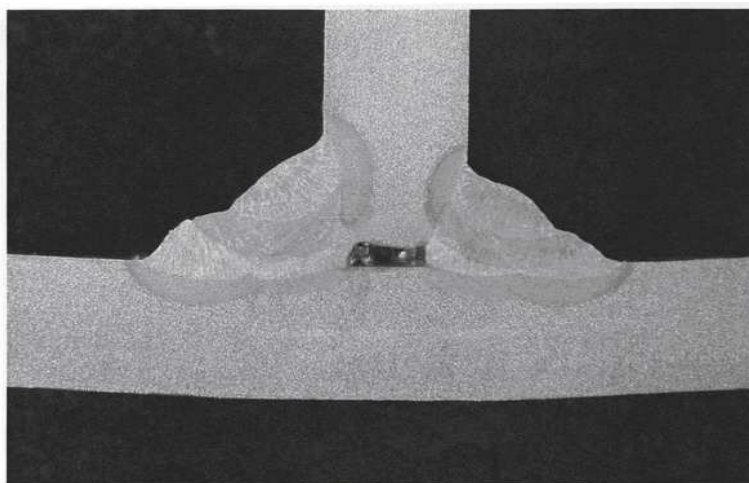
#### ***Makrostruktura svarového spoje***

Pro hodnocení makrostruktury vzorku bylo provedeno leptání v 10% HNO<sub>3</sub>. Na **obr. 61** je zdokumentována makrostruktura základního materiálu a svarového spoje.

Pod koutovým svarovým spojem byla pozorována přibližně v polovině tloušťky plechu drobná oblast s odlišnou leptatelností (viz **obr. 61**), kterou bylo možné identifikovat detailním rozbořem mikrostruktury (segregace, příp. necelistvost). Na makroleptech byla také zřejmá tepelně ovlivněná oblast, licí charakter svarového kovu a způsob kladení housenek.

#### ***Mikrostruktura***

Mikrostruktura svarového kovu byla heterogenní, pravidelně se zde střídaly oblasti s hrubou, licí strukturou tvořenou bainitem a feritem vyloučeným po hranicích licích zrn (**obr. 62**).

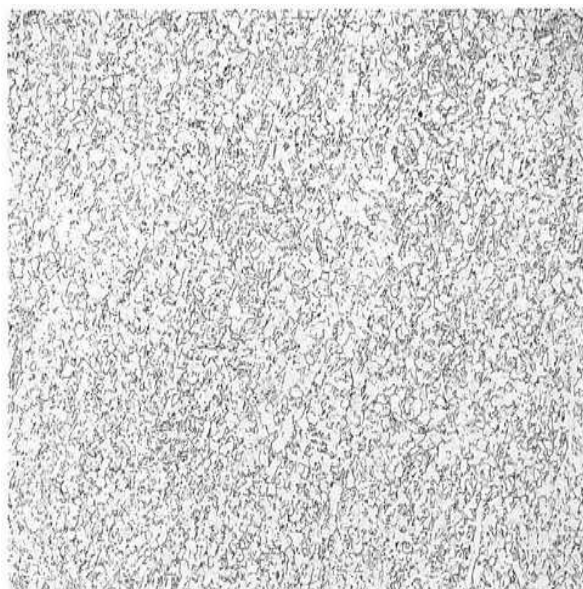


**Obr.61:** Detail svarového spoje vzorku T\_10A

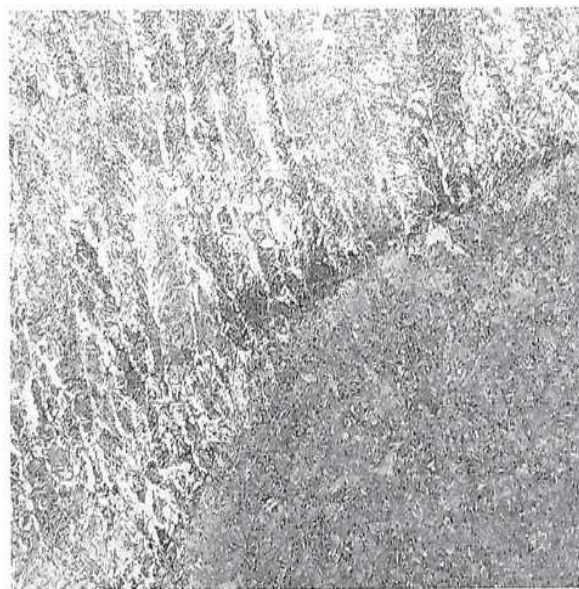
Plynulý přechod svarový kov – tepelně ovlivněná oblast je dokumentovaná na **obr. 63**. Tepelně ovlivněná oblast u hranice ztavení byla hrubozrnná čistě bainitická a na hranici ztavení nebyly pozorovány žádné vady (**obr. 63**).

Na **obr. 64** je oblast interkritického pásma, které bylo tvořeno směsí bainitu, feritu a martenzitu i ojediněle pozorovaný byl výskyt perlitu.

Základní materiál byl velmi jemnozrnný, tvořený feritem, bloky bainitu a určitým podílem perlitu (**obr. 65**).

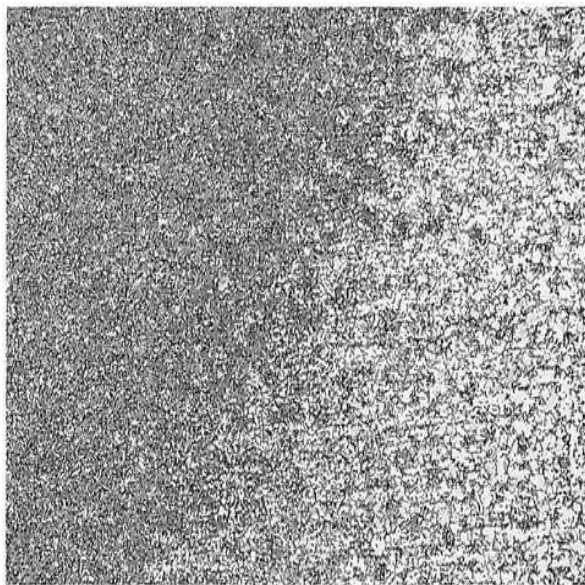


**Obr. 62:** Svarový kov, zv. 100x

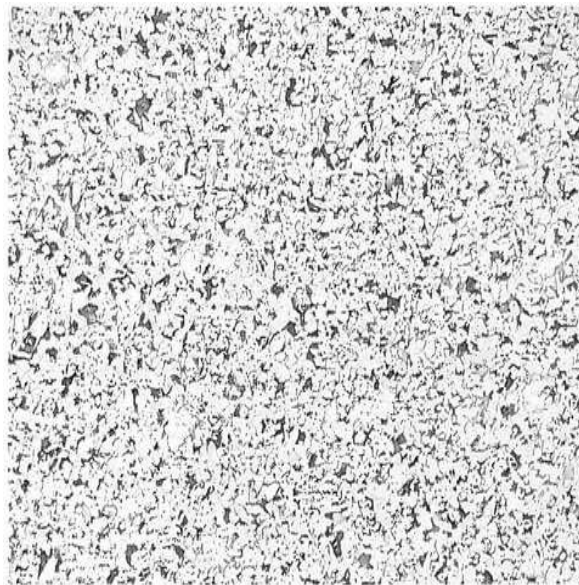


**Obr.63:** Přechod svarová kov – tepelně ovlivněná oblast, zv. 100x





**Obr. 64:** Interkritické pásmo, zv. 100x



**Obr. 65:** Základní materiál, zv. 100x

### 5.3 Diskuze výsledků

Pro následnou diskuzi výsledků je potřebné si pro přehlednost nastínit, jak se měnilo chemické složení nové protipožární oceli v průběhu jednotlivých etap vývoje.

Po úvodní literární a patentové rešerši byly zvoleny a vyrobeny čtyři laboratorní tavby s odlišnou legující bází:

$LA_1 - Cr - Mo$

$LA_2 - Cr - Mo - V$

$LA_3 - Cr - V - Ti - B$

$LA_4 - Cr - Mo - Ti$

Do další fáze vývoje pak byla vybrána ocel  $LA_3$  a to hlavně díky marketingového odhadu prodejnosti vyvíjené oceli s ohledem na její budoucí cenu. Na bázi chemického složení  $LA_3$  pak byla vyrobena poloprovozní tavba T71054 (vzorky T\_5 – T\_8), avšak legovaná pouze chromem, titanem a borem. Od legování vanadem bylo s ohledem na cenu ferovanadu odstoupeno.

Dále byla vyrobena poloprovozní tavba T71997 (vzorky T\_9) se zvýšenou koncentrací titanu a boru a to z důvodů zlepšení mechanických vlastností.

V poslední řadě se vyrobila tavba T30616. Chemické složení tavby T30616 (vzorky T\_10A a T\_10B) se lišilo od směrného chemického složení předchozí poloprovozní tavby T71997, když byla podkročena koncentrace titanu a boru v podstatě až na úroveň koncentrace těchto prvků v poloprovozní tavbě T71054.

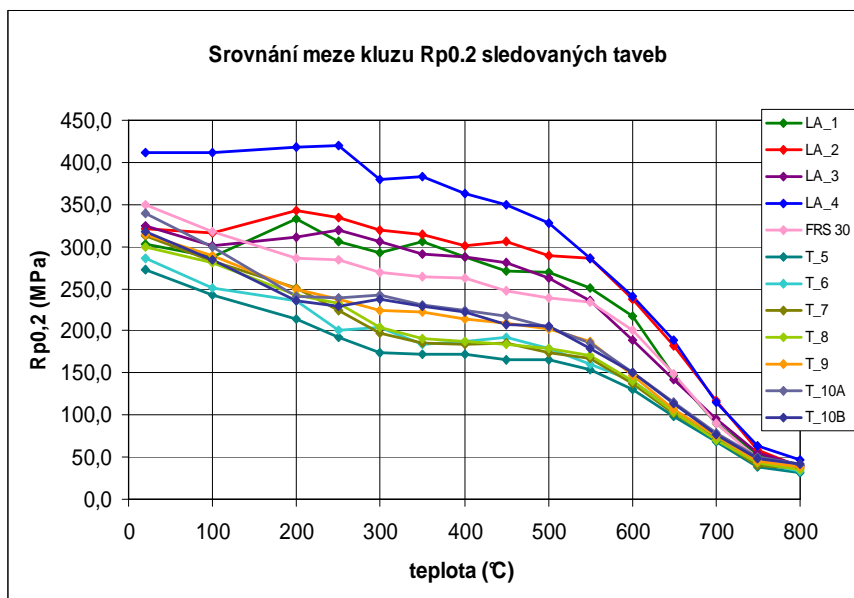
Vzorky z normalizačně válcovaných plechů nebo normalizačně žíhaných kovaných tyčí z jednotlivých taveb vždy podstoupily sadu zkoušek nezbytně nutných pro možné budoucí zařazení vyvíjené konstrukční oceli mezi oceli protipožární. Pro srovnání byly také zkoušeny vzorky z plechu oceli FRS 30 s legující bází  $Cr - Mo - V$ , komerčně vyráběné společností ThyssenKrupp Stahl.

Hlavní, určující zkouškou byla zkouška jednoosým tahem za zvýšených teplot, přičemž byly vyhodnocovány tyto vlastnosti:

- *mez úměrnosti* – výsledky ukázaly, že je detekce přesné hodnoty na rozhraní mezi pružnou a plastickou deformací velmi obtížná. Přibližně do teploty 400°C existoval velký rozptyl hodnot a to i u vzorků se stejným chemickým složením a způsobem zpracování. Nad 400°C byl již tento

rozptyl menší, nebylo však možné s jistotou určit vliv chemického složení na mez pružnosti,

- *Youngův modul pružnosti* – všechny hodnocené materiály měly velmi blízké hodnoty Youngova modulu pružnosti a tyto výsledky odpovídaly předpokládaným hodnotám pro danou skupinu materiálů,
- *mez 2%-ní deformace* – výsledky z hodnocení napětí, které způsobí deformaci ve výši 2 %, měly trend srovnatelný s výsledky meze kluzu či pevnosti, když ukázaly pevnostní převahu laboratorních taveb a oceli FRS 30 nad ostatními tavnými,
- *mez kluzu* – všechny vzorky z provozní a poloprovozních taveb měly nižší mez kluzu než vzorky z laboratorních taveb a oceli FRS 30. Tento rozdíl patrný hlavně v teplotní oblasti 200 - 600°C byl z toho důvodu, že oceli, z nichž byly vyrobeny vzorky T\_5 – T\_10 byly méně legované. V tomto směru se hlavně ukazuje vliv molybdenu a vanadu na hodnoty meze kluzu za vyšších teplot (viz LA\_1 - LA\_4). Zároveň je zřejmý vliv technologie válcování a tedy velikosti zrna a dané mikrostruktury na úroveň meze kluzu, což se projevilo u vzorků T\_10A a T\_10B z konečné provozní tavnice, které měly dokonce nižší koncentraci titanu a boru než vzorek T\_9,



**Obr.66:** Srovnání meze kluzu u všech zkoušených vzorků

- *mez pevnosti* – výsledky pro mez pevnosti kopírovaly data získané pro mez kluzu a mez 2%-ní deformace, rozdíl mezi LA\_1 – LA\_4 a T\_5 – T\_10 však již nebyl tak výrazný,
- *tažnost* – hodnoty tažnosti se pohybovaly až na drobné kolísání nad 20%. Do teploty 400°C sejevily plastické vlastnosti všech studovaných vzorků srovnatelné. Nad touto teplotou byly již viditelné odlišné charaktery jednotlivých ocelí a větší tažnost vykazovaly vzorky T\_5 – T\_10,
- *kontrakce* – vzorky T\_5 – T\_10 měly také v celé sledované teplotní oblasti nepatrně vyšší hodnoty kontrakce než vzorky LA\_1 – LA\_4 a oceli FRS 30.

Nejreprezentativnějším ukazatelem odolnosti oceli proti požáru jsou dle normy ČSN P ENV 1993-1-2 [5] redukční součinitelé a to konkrétně pro mez úměrnosti, Youngův modul pružnosti a mez kluzu. Vypočítané redukční součinitelé pro mez úměrnosti potvrdily citlivost stanovování této veličiny, když dokonce ani ocel FRS 30 nedosahovala do teploty 300°C normou požadované hodnoty. Kromě vzorků T\_5, T\_7 a T\_8, které ještě požadované hodnoty nedosahovaly při teplotě 500°C, byly již výsledky ostatní vzorků nad teplotou 300°C vyhovující.

Redukční součinitelé pro Youngův modul pružnosti byly také s výjimkou hodnot stanovených pro 100°C nad žádanou hranicí a potvrzovaly příslušnost těchto ocelí ve skupině konstrukčních ocelí.

Dosažené výsledky nejdůležitějšího redukčního součinitele -  $k_{y, \theta}$ , tedy součinitele pro mez kluzu podkračovaly v téměř celé teplotní oblasti požadované hodnoty dle ČSN P ENV 1993-1-2 [5] (**tab. 37**). Tato skutečnost byla způsobena vyšší mezí kluzu zkoumaných ocelí, což se potvrdilo i na oceli FRS 30 s mezí kluzu 275 MPa. Proto bylo srovnání uděláno také vůči oceli s hodnotou meze kluzu při laboratorní teplotě na úrovni 275 MPa (**tab. 38**). Tyto korigované hodnoty redukčního součinitele meze kluzu přinesly daleko optimističtější pohled na požární odolnost vyvíjené oceli. Zatímco laboratorní tavby LA\_1 – LA\_4 splnili požadavky v celém teplotním rozsahu, vzorky T\_5 – T\_8 nedosahovaly všechny potřebné hodnoty téměř při všech teplotách, T\_9, T\_10A a T\_10B již jen v oblasti teplot 200 – 500°C. Na druhou stranu, ani komerčně prodávaná a s vyvíjenou ocelí konfrontovaná ocel FRS 30 společnosti ThyssenKrupp Stahl nenaplněovala požadavky normy v kritické oblasti teplot okolo 300 – 400°C.



**Tab. 37:** Redukční součinitelé pro mez kluzu experimentálních taveb a oceli FRS 30 ve srovnání s požadavky ČSN P ENV 1993-1-2 [5]  
(bez korekce na mez kluzu 275 MPa)

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu - $k_{y,0}$												
	Dle EN 1993-1-2	FRS 30	LA_1	LA_2	LA_3	LA_4	T5	T6	T7	T8	T_9	T_10A	T_10B
20	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000	1,0000
100	1,0000	0,9565	0,9497	0,9833	0,9231	0,9994	0,8861	0,8766	0,9072	0,9348	0,9197	0,8721	0,8919
200	1,0000	0,8237	1,1025	1,0663	0,9548	1,0177	0,7819	0,8235	0,8020	0,8098	0,7908	0,7011	0,7416
300	1,0000	0,7694	0,9691	0,9952	0,9424	0,9217	0,6354	0,7097	0,6299	0,6779	0,7151	0,7014	0,7443
400	1,0000	0,7520	0,9486	0,9401	0,8820	0,8809	0,6334	0,6553	0,5872	0,6223	0,6819	0,6537	0,6998
500	0,7800	0,6855	0,8915	0,9030	0,8068	0,7962	0,6045	0,6238	0,5554	0,5971	0,6451	0,5925	0,6445
550	0,6250	0,6732	0,8275	0,8891	0,7247	0,6953	0,5651	0,5628	0,5363	0,5664	0,5969	0,5390	0,5602
600	0,4700	0,5785	0,7207	0,7402	0,5813	0,5843	0,4750	0,4931	0,4382	0,4672	0,4721	0,4360	0,4715
650	0,3500	0,4291	0,4893	0,5653	0,4394	0,4606	0,3617	0,3693	0,3283	0,3481	0,3400	0,3366	0,3576
700	0,2300	0,2598	0,3009	0,3667	0,2931	0,2795	0,2501	0,2527	0,2285	0,2365	0,2373	0,2273	0,2415
750	0,1700	0,1427	0,1729	0,1825	0,1700	0,1525	0,1430	0,1489	0,1304	0,1439	0,1448	0,1475	0,1528
800	0,1100	0,1119	0,1341	0,1182	0,1239	0,1142	0,1166	0,1182	0,1205	0,1162	0,1218	0,1243	0,1284

Pozn. V tabulce jsou barevně vyznačeny ty hodnoty, které podkračovaly příslušnou hodnotu daného součinitele uvedeného v ČSN P ENV 1993-1-2 [5].

**Tab. 38:** Redukční součinitelé pro mez kluzu experimentálních taveb a oceli FRS 30 ve srovnání s požadavky ČSN P ENV 1993-1-2 [5]  
(s korekcí na mez kluzu 275 MPa)

Teplota (°C)	Redukční součinitel pro mez kluzu - $k_{y,0}$												
	Dle EN 1993-1-2	FRS 30	LA_1	LA_2	LA_3	LA_4	T5	T6	T7	T8	T_9	T_10A	T_10B
20	1,0000	1,2662	1,0996	1,1678	1,1829	1,4964	0,9929	1,0416	1,1347	1,0907	1,1422	1,2528	1,1600
100	1,0000	1,1731	1,0444	1,1484	1,0920	1,4955	0,8798	0,9131	1,0295	1,0196	1,0505	1,0926	1,0346
200	1,0000	1,0429	1,2124	1,2453	1,1295	1,5229	0,7764	0,8578	0,9100	0,8833	0,9033	0,8784	0,8603
300	1,0000	0,9742	1,0656	1,1622	1,1147	1,3793	0,6309	0,7393	0,7147	0,7395	0,8168	0,8787	0,8634
400	1,0000	0,9522	1,0431	1,0978	1,0433	1,3182	0,6289	0,6825	0,6664	0,6787	0,7789	0,8189	0,8118
500	0,7800	0,8680	0,9804	1,0545	0,9544	1,1915	0,6002	0,6498	0,6302	0,6513	0,7369	0,7423	0,7476
550	0,6250	0,8524	0,9100	1,0384	0,8573	1,0404	0,5611	0,5862	0,6085	0,6178	0,6817	0,6753	0,6499
600	0,4700	0,7325	0,7925	0,8644	0,6876	0,8744	0,4716	0,5136	0,4973	0,5096	0,5392	0,5462	0,5469
650	0,3500	0,5433	0,5380	0,6602	0,5198	0,6893	0,3591	0,3847	0,3725	0,3796	0,3884	0,4217	0,4149
700	0,2300	0,3289	0,3309	0,4282	0,3467	0,4182	0,2484	0,2633	0,2593	0,2580	0,2710	0,2847	0,2802
750	0,1700	0,1807	0,1902	0,2131	0,2011	0,2282	0,1420	0,1551	0,1480	0,1569	0,1654	0,1848	0,1773
800	0,1100	0,1416	0,1475	0,1380	0,1465	0,1709	0,1158	0,1231	0,1367	0,1267	0,1391	0,1558	0,1490

Pozn. V tabulce jsou barevně vyznačeny ty hodnoty, které podkračovaly příslušnou hodnotu daného součinitele uvedeného v ČSN P ENV 1993-1-2 [5].

Mezi další doplňkové ověřovací zkoušky pro nově vyvíjenou konstrukční ocel patřila také analýza křehkolomových charakteristik. Veškeré vzorky plně vyhovovaly podmínkám normy ČSN EN 10025-2 [76], když například nárazová práce při +20°C byla u všech vzorků hodně nad hodnotou 27 J. Dále byla zkoumána přechodová teplota houževnatý – křehký lom, přičemž teplota, při níž dosáhne podíl houževnatého lomu v materiálu 50% ( $T_{50\%}$ ), byla nejnižší u vzorků T\_5, T\_6, T\_8 a LA\_4. Největší pak byla u LA\_3.

Metalografickou analýzou byla dále hodnocena mikrostruktura jednotlivých vzorků. Vzorky z původních laboratorních taveb měly feriticko – perlitickou mikrostrukturu, v níž se lišil obsah perlitu a přítomnost zákalné fáze (bainit, martenzit) v závislosti na koncentraci hlavně molybdenu a vanadu a použitém tepelném zpracování. Ostatní vzorky, již méně legované, měly čistě feriticko – perlitickou mikrostrukturu s občasným výskytem zákalné složky způsobené například kovacími podmínkami.

Kromě těchto zkoušek byly zařazeny ještě zkoušky odolnosti oceli vůči únavě a vůči tečení, které sice nejsou u konstrukčních ocelí zpravidla vyžadovány, nicméně vzhledem k použití těchto ocelí za vysokých teplot se jeví vhodnými k posouzení. V případě odolnosti vůči únavě byla hodnocena mez únavy, která se pohybovala u vzorků T\_5 – T\_10 kolem 165 MPa a u vzorků LA\_1 – LA\_4 od 180 MPa do 240 MPa. Všechny výsledky však zhruba odpovídají konstrukčním ocelím o dané mezi kluzu [83]. Kromě toho byla i informativně hodnocena citlivost materiálů na amplitudu zatížení, která vyzněla opět lépe pro laboratorní legované tavby.

Odolnost materiálu proti tečení (creepu) byla zkoumaná pouze u laboratorních taveb. Největší odolnost vůči creepu vykazovala tavba LA\_2, která měla při většině aplikovaných napětí nejnižší rychlost creepu a nejdelší dobu do lomu. Na opačném konci s nejhrošími výsledky pak byla tavba LA\_3, ačkoli se dá říci, že rozdíly mezi tavbami nebyly významné.

Souběžně s vývojem chemického složení nové protipožární oceli probíhal také výzkum technologie válcování na Katedře tváření VŠB TU-Ostrava, přičemž podmínky válcování měly odpovídat Univerzální trati Třineckých železáren, a.s. v Bohumíně. V rámci výzkumu byla vyvinuta technologie normalizačního válcování s teplotou ohřevu sochoru 1200°C a teplota doválcování 870°C. Vývalky pak dále volně chladly na vzduchu.

V rámci vývoje nové protipožární konstrukční oceli byly provedeny také zkoušky svařitelnosti, avšak z důvodů rozsáhlosti těchto zkoušek, bylo zde popsáno pouze metalografické hodnocení svarů.

## 6.0 Závěr

Předložená disertační práce se zabývá výzkumem a vývojem nové speciální konstrukční oceli odolné proti požáru. Teoretické a experimentální práce byly provedeny pro podmínky výrobního závodu Třineckých železárnách, a.s. Na řešení této problematiky jsem se podílel jako řešitel jedné z etap projektu.

V teoretické části této práce, jejíž detailní souhrn je uveden v kapitole 4, byla předložena podrobná literární a patentová rešerše týkající se oblasti protipožárních ocelí. Zároveň byl komentován vliv chemického složení, mikrostruktury a technologie výroby těchto ocelí na protipožární odolnost konstrukčních ocelí. Byl předložen také přehled mechanismů ztráty pevnosti za zvýšených teplot. Dále bylo charakterizováno vysokoteplotní chování oceli dle normy ČSN P ENV 1993-1-2, která stanovuje podmínky pro přijetí daného materiálu mezi konstrukční oceli s protipožární odolností. Předložena byla kromě toho aktuální situace týkající se protipožární odolnosti ocelových konstrukcí a perspektivnosti použití protipožárních ocelí v těchto konstrukcích.

Experimentální část této práce byla zaměřena na popis vývoje chemického složení oceli nové protipožární oceli, přičemž v každé etapě vývoje byly jednotlivé experimentální oceli vždy vystaveny zvolené sadě zkoušek.

Hlavní poznatky získané při řešení experimentální části disertační práce lze shrnout následovně :

- 1) Vlastnosti konstrukční oceli odolné proti požáru závisí zejména na chemickém složení této oceli. Tato závislost byla již dobře patrná z provedené literární a patentové rešerše k této oblasti, když se ukázalo, že hlavním legujícím prvkem ve speciálních protipožárních ocelích je bezesporu molybden. Z tohoto důvodu byl molybden legován také do laboratorních ocelí LA\_1, LA\_2 a LA\_4. Z ověřovacích zkoušek vyplynulo, že dosažené hodnoty plně vyhovovaly požadavkům na tuto ocel a dokonce převyšovaly i komerčně prodávanou ocel FRS 30 (ThyssenKrupp Stahl), která byla zakoupena za účelem srovnání mechanických vlastností. Limitujícím článkem se však jevila cena feromolybdenu.
- 2) U oceli LA\_3 legované vanadem, titanem a borem se pozitivně projevilo působení precipitačního zpevnění v oceli za zvýšených teplot. Získané výsledky nebyly tak

- přesvědčivé jako v případě taveb s molybdenem, nicméně taktéž splňovaly žádané podmínky prezentované například korigovaným redukčním součinitelem pro mez kluzu.
- 3) Snaha o co nejnižší výrobní náklady v další fázi vývoje nové oceli nevedla k dosažení všech podmínek daných normou ČSN P ENV 1993-1-2. Výsledky mechanických vlastností za zvýšených teplot prezentované redukčními součiniteli podkračovaly v oceli se zvolenou legující bází Cr-Ti-B hodnoty dané touto normou, a to i po korekci na ocel s vyšší mezí kluzu.
  - 4) Zvýšení koncentrace titanu a boru v této vyvíjené oceli ukázalo pozitivní ovlivnění meze kluzu hlavně v oblasti teplot 300 – 600°C. Tento pozitivní vliv se bohužel nepotvrdil v provozní tavbě, neboť se nepodařilo nalegovat ocel na příslušné koncentrace titanu a boru. Vypočtené hodnoty příslušných redukčních součinitelů pro mez kluzu i po korekci tak byly stále při konfrontaci s normou ČSN P ENV 1993-1-2 pod určenou hranicí. Lze však říci, že rozdíly nebyly veliké, neboť se ukázal kladný vliv vyvinuté technologie normalizačního válcování. Dá se tedy polemizovat o tom, že by tyto obdržené výsledky byly daleko přijatelnější, kdyby se normalizačně odválcovala tavba s příslušným chemickým složením.
  - 5) Na druhou stranu ani komerčně prodávaná a s vyvíjenou ocelí konfrontovaná ocel FRS 30 společnosti ThyssenKrupp Stahl nenaplnovala požadavky normy v nejkritičtější oblasti teplot okolo 400 – 500°C.

I když se jeví výsledky vývoje nové protipožární oceli nadějně, byl další vývoj oceli odolné proti požáru v Třineckých železárnách, a.s. pozastaven. Jistý díl zodpovědnosti na tom, že se dále ve vývoji nepokračovalo má i tuzemský trh, ve kterém převládá poptávka po laciných konstrukčních ocelích. Ukazuje se, že v současné době stále v České republice dominuje časově i finančně náročná aplikace dodatečných pasivních protipožárních ochranných opatření.

Určitou budoucí perspektivnost protipožárních ocelí lze spatřovat nejen díky výsledkům získaným v průběhu vývoje nové protipožární oceli v Třineckých železárnách, a.s., ale i díky novým striktnějším bezpečnostním předpisům, které souvisí s přechodem na Eurokódy v oblasti navrhování ocelových konstrukcí.

## 7.0 Konkrétní závěry pro realizaci v praxi nebo pro další rozvoj vědního oboru

Přínosy řešení disertační práce lze stručně definovat následujícím způsobem :

- 1) Byla předložena široká literární a patentová rešerše týkající se speciálních ocelí odolných proti požáru.
- 2) Na základě získaných výsledků bylo podrobně charakterizováno chování oceli za zvýšených teplot a byly rozvinuty poznatky o možnosti udržení a zlepšení vlastností ocelí odolných proti požáru.
- 3) Byl doložen pozitivní a zároveň do jisté míry jedinečný vliv molybdenu a/nebo vanadu na protipožární odolnost konstrukčních ocelí. Na laboratorních tavných LA\_1 – LA\_4 bylo prokázáno, že lze v TŽ, a.s. vyrobit kvalitní protipožární ocel, která plně odpovídá požadavkům příslušných norem,
- 4) Laboratorní tavby také dále vykazovaly lepší charakteristické vlastnosti než komerčně prodávaná protipožární ocel FRS 30 konzorcia ThyssenKrupp. Limitujícím faktorem je zatím cena těchto ocelí, nicméně toto je otázkou legislativy v oblasti konstrukcí, která se od 1.3.2010 změnila, neboť došlo k přechodu ČSN norem na Eurokódy,
- 5) Snaha o snižování výrobních nákladů vedla v případě poloprovozních a provozních taveb nové protipožární oceli k výsledkům, které neodpovídaly plně požadavkům normy ČSN P ENV 1993-1-2. Přínos lze však spatřovat v komplexním zmapování charakteristických vlastností požadovaných pro konstrukční oceli. Tyto cenné informace jsou již nyní využívány při výrobě konvenčních konstrukčních ocelí v Třineckých železárnách, a.s. a mohou být také velkým přínosem při možném dalším vývoji protipožárních ocelí,
- 6) Důležitý je také přínos vyvinuté a odzkoušené technologie válcování na Univerzální trati Třineckých železáren, a.s., která potvrdila jednak vliv teploty ohřevu materiálu v peci, ale i vliv doválcovací teploty na pevnostní vlastnosti těchto konstrukčních ocelí.

### Seznam použité literatury:

- [1] ISO 834, Fire resistance tests – elements of building construction, International organisation for standardisation. Lausanne, 1975
- [2] Wald, F. Výpočet požární odolnosti stavebních konstrukcí. ČVUT, Praha, 2005, p. 336.
- [3] Kellerová, P., Wald F. Požární [1] žární zkouška na experimentálním objektu v Mokrsku. ČVUT v Praze, srpen 2008.
- [4] ČSN EN 1991-1-2: Zatížení konstrukcí, Obecná zatížení, Zatížení konstrukcí vystavených účinkům požáru, ČSN, Praha 2004
- [5] ČSN P ENV 1993-1-2: Navrhování ocelových konstrukcí – Část 1.2: Obecná pravidla – Navrhování konstrukcí na účinky požáru. Praha: Český normalizační institut, 1996.
- [6] Kuboň, Z. Provedení komplexního hodnocení čtyř modifikací nově vyvíjené oceli se zvýšenou protipožární odolností. Dílčí zpráva o plnění úkolu 417/A13, 2005. Ostrava.
- [7] Honeycombe, R.W.K.; Bhadeshia, H.K.D.H. Steels: Microstructure and Properties. 2nd. ed., Edward Arnold, London, 1995
- [8] Wood, W.A. The study of metal structures and their mechanical properties. Pergamon, New York, 1971. p.123
- [9] Hoyt, J. J. On the coarsening of precipitates located on grain boundaries and dislocations. Acta metallurgia et Materialia, 1991. Vol. 39, p. 2091-2098
- [10] Hara, K.;Endo, T. Numerical approach to the I-S effect in ferritic heat-resisting steels. Materials science & engineering, 1997. Vol. A234-236, p. 234-236
- [11] <http://www.zam.fme.vutbr.cz/~vlk/meznistavy.pdf>
- [12] Chadwick, G.A.; Smith, D.A. Grain boundary structure and properties. Academic press, London, 1976.
- [13] Jonšta a kol. Žárupevné oceli a slitiny. ZUSI, Žilina, 2002. p. 389.
- [14] Bhadeshia, H.K.D.H. Bainite in steels. The institute of materials, London,1992. p. 412.
- [15] Recherche et Mise au Point d'acier Moyennement Allié a Resistance au Feu Renforcee, Etude Theorique des Caracteristiques des Optimals. Raport Techniques, Creusot-Loire, Usine de Creusot, 1976. No.1.
- [16] EP 0347156: Process for manufacturing building construction steel having excellent fire resistance a low yield ratio, and construction steel material, NIPPON STEEL CORPORATION, Tokyo, Japan, 1989.
- [17] JP 10204573: 700°C fire resistant rolled shape steel and its production, NIPPON STEEL CORPORATION, Tokyo, Japan, 1998
- [18] Assefpour-Dezfuly, M., Hugaas, B., Brownrigg, A. Fire resistant high strength low alloy steels. Materials Science and Technology, 1990. Vol. 6, p. 1210-1214.
- [19] Panigrahi, B. K. Microstructures and properties of low-alloy fire resistant steel. Bull. Mater. Sci., 2006. Vol.29, p. 59 – 66.
- [20] European Patent Application EP 047055 – Process for production of fire resistant structural steel, ILVA S.p.A, Roma, Italy, 1992.
- [21] EP 1008667 – Verfahren zur Herstellung feuerresistenter, Thyssen-Krupp Stahl AG, Duisburg, Germany, 2000.
- [22] GB 2388845 – Fire resistant steel, Corus UK Limited, London, 2003.
- [23] EP 1319731 – Feuerresistenter Stahl für den Stahlbau und Verfahren zur Herstellung von Warmgewalzten Hohlprofilen, Trägern, Formstahl oder Grobblech daraus, Mannesmann-Vallourec Deutschland GmbH, Düsseldorf, Germany, 2003.

- [24] Kuboň, Z., Stejskalová, Š. Nové typy ocelí pro ocelové konstrukce se zvýšenou odolností proti požáru. Konstrukce, 2006. č. 3, p. 54-56.
- [25] Muratov, A.N., Morozov, Y.D., Chevskaya, O.N., Filippov, G.A. Technology for the commercial production of fire-resistant steel for building structures. Metallurgist, 2007. Vol. 51, No. 7-8, p. 446 – 453.
- [26] Chijiwa, R.;Uemori, R.;Tamehiro, H. and coll. Development and practical application of fire resistant steel for building. Nippon Steel technical report, 1993. No58, p. 47-55.
- [27] Yu, Q., Wang, Z., Liu, X., Wang, G. The effect of delay time after hot rolling on the grain size of ferrite. ISIJ International, 2004. Vol. 44, No. 4, p. 710 - 716.
- [28] Walp, M.S., Speer, J.G., Matlock, D.K. Fire-Resistant Steel. Advanced Material & Processes, 2004. October, p. 34-36.
- [29] Uemori, R.;Tamehiro, H.;Chijiwa, R.;Morikawa, H. AP-FIM study on the effect of Mo addition on microstructure in Ti-Nb steel. Applied Surface Science, 1994. 76/77, p. 255-260.
- [30] Shen, J.Ch., Liu, Z., Yang, C.F., Zhang, Y.Q. Strengthening mechanism at elevated temperatures of fire resistant steels. Journal of Iron and steel research, 2007. Vol. 19, No. 4, p. 34-38.
- [31] <http://www.vanitec.org/pdfs/13a772617c0c595bd921b60f5db541da.pdf>
- [32] Sha, W., Kelly, F.S., Browne, P., Blackmore, S.P.O., Long, A.E. Development of structural steel with fire resistant microstructures. Material Science and Technology, 2002. Vol. 18, p. 319-325.
- [33] Mizutani, Y., Yoshii, K., Chijiwa, R., Ishibashi, K., Watanabe, Y., Yoshida, Y. 590MPa Class fire-resistant steel for building structural use. Nippon Steel Technical Report, 2004. No. 90, p. 45-52.
- [34] Ding, H., Li, L., Xiao, Y.Z., Liu, X.H., Wang, G.D., Hu, S.E., Sun, W.H. Development of a fire resistant high strength low alloy steel for construction. Materials Science Forum, 2003. Vol. 426-432, p. 1487-1492.
- [35] Swinburn, D.G. Separation and determination of nitride phases present in steel. British steel corporation. CDL/CAC/48/74, 1974, p. 1-30.
- [36] [http://www.collectionscanada.gc.ca/obj/s4/f2/dsk1/tape8/PQDD\\_0017/MQ55019.pdf](http://www.collectionscanada.gc.ca/obj/s4/f2/dsk1/tape8/PQDD_0017/MQ55019.pdf)
- [37] [http://dpi.eq.ufrj.br/Anais\\_A/CSBPMat2006/web/pdf/c514.pdf](http://dpi.eq.ufrj.br/Anais_A/CSBPMat2006/web/pdf/c514.pdf)
- [38] Baird, J.D.;Jamieson, A. High temperature tensile properties of some synthesized iron alloys containing molybdenum and chromium. JISI, November, 1972. p. 841-846.
- [39] Uemori, R.;Tamehiro, H.;Chijiwa, R.;Morikawa, H. AP-FIM study on the effect of Mo addition on microstructure in Ti-Nb steel. Applied Surface Science, 1994. 76/77, p. 255-260.
- [40] Kang, CH.Y., Choo, B.S., Joo, D.W., Sung, J.H., Bae, D.S., Kim, I.S. Effect of nitrogen addition on the strength characteristics of fire/resistant steel for construction with low yield ratio. J. Kor. Inst. Met. & Mater., 2001. Vol. 39, No. 11, p. 1227-1232.
- [41] Ryš, P., Cenek, M., Mazanec, K., Hrbek, A. Nauka o materiálu I/4. Academia, Praha, 1975.
- [42] Glen, J. Journal of Iron Steel Institut, 1957. 186, p. 21-48.
- [43] Cahn, A. W., Halasen, P. Physical Metalurgy. Elsewier, Amsterodam, Nizozemí, 1983.
- [44] Lee, W.B., Hong, S.G., Park, Ch.G., Park, S.H. Carbide Precipitation and high-temperature strength of hot-rolled high-strength, low-alloy steels containing Nb a Mo. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002. Vol. 33A, p. 1689-1698.
- [45] Fremunt, P., Podrábský, T. Konstrukční oceli. ČERM, Brno, 1996.



- 
- [46] Chijiwa, R.; Uemori, R.; Tamehiro, H. and coll. Development and practical application of fire resistant steel for building. Nippon Steel technical report, 1993. No58, p. 47-55.
  - [47] <http://www.nanotechnologie.cz/storage/strategie4.pdf>
  - [48] Kuo, K. Carbides in Chromium, Molybdenum, and Tungsten Steels. JISI, 1953. Vol.173, p. 363 - 375.
  - [49] Mohyla, P. Změny mechanických vlastností CrMoV svarových spojů při dlouhodobé teplotní expozici v podcreepové oblasti: doktorská disertační práce. Ostrava: VŠB TU Ostrava, fakulta strojí, 2001. p. 113.
  - [50] Lander, H.N. Technological Progress With Molybdenum. Mosaic, 1978. Vol. 3, No.1, p.3.
  - [51] Kucera, J., Milion, B., Ciha, K. Diffusion of Mo, W and V in Fe-Cr Alloys with a BCC Lattice. Kov. Mater., 1969. 7, p. 97-107.
  - [52] Chang, Y.N. Influence of Cr content in alloy steel on tensile properties. Scripta Metallurgica, 1992. Vol.26, p. 1749-1751.
  - [53] Pindor, L., Michalek, K., Matějka, V. Využití termoevoluční analýzy pro stanovení druhu a množství nitridických a karbonitridických fází v konstrukčních ocelích. In 22. celostátní konference se zahraniční účastí, Teorie a praxe výroby a zpracování oceli, 4-5.4. 2006 Rožnov pod Radhoštěm, Ostrava, p. 42-47.
  - [54] Zajac, S.; Lengeborg, G.; Siwecki, T.; Hutchinson, B. The role of vanadium in microalloyed steel. Scandinavian Journal of Metallurgy, 1999. Vol. 28, No.5, p. 186-242.
  - [55] Fiala, J., Mentl, V., Šutta, P. Struktura a vlastnosti materiálů. Academia, Praha, 2003.
  - [56] Dieter, G. Mechanical Metallurgy. 3rd ed., McGraw-Hill, Singapore, 1987.
  - [57] Prnka, T. Základní mechanismy zpevňování nízkouhlíkových nízkolegovaných ocelí. Hutnické aktuality, VÚHŽ, 1976. roč. 17, č. 4.
  - [58] Gladman, T. The physical metallurgy of microalloyed steels. 1<sup>st</sup> ed. London: Maney Pub. 1997. p. 363.
  - [59] Akhlaghi, S., Ivey, D.G. Precipitation behaviour of a grade 100 structural steel. Canadian Metallurgical Quarterly, 2002. Vol 41, No 1, p. 111-119.
  - [60] Pindor, L. Složení vměstků v ocelích z kvalitních a nekvalitních taveb. Diplomová práce, VŠB-TU Ostrava, katedra analytické chemie a zkoušení materiálu, 2003.
  - [61] Pindor, L., Matějka, V., Kozelský, P., Michalek, K., Gigacher, G. Investigation into secondary phases in steels microalloyed with vanadium and nitrogen. Ironmaking & steelmaking, 2008. Vol. 35, No. 2, p. 124-128.
  - [62] Goebel, H., Kern, A., Schriever, U. Herstellung, verarbeitung und eigenschaften eines neuen feuerresistenten Baustahls für den Stahlbau. Stahlbau. 2001. Vol.70, No. 10, p. 758-764.
  - [63] Schindler, I., Sojka, J., Dänemark, J., Chmiel, B., Pindor, L., Legerski, M., Janošec, M., Rusz, S. Optimalizace řízeného válcování nové konstrukční oceli se zvláštními užitnými vlastnostmi. Hutnické listy, 2008. roč. 61, č. 3, p. 46 – 52.
  - [64] Balada, W.R., Dos Santos, O.J., Astro, C.S.B., Barbora, R.N., Gonzales, B.M. Effect of finishing rolling temperature on fire resistance and dynamic strain aging behaviour of a structural steel. J. Mater Sci, 2008. Vol.43, p. 6005-6011.
  - [65] Yu, Q., Wang, Z., Liu, X., Wang, G. The effect of delay time after hot rolling on the grain size of ferrite. ISIJ International, 2004. Vol. 44, No. 4, p. 710 - 716.
  - [66] Chijiwa, R.; Tamehiro, H., Yoshie, A., Funato, K., Yoshida, Y., Horii, Y., Uemori, R. HSLA steels '95 conference proceedings. 1995. p. 584-589.
  - [67] Metals Handbook, 10th ed., vol.1, Properties and selection: Irons, Steels and High performance alloys, ASM international, Materials Park, OH, 1990.
-

- 
- [68] Pindor, L., Perspektiva protipožárních ocelí. Informace č.37 – technický zpravodaj pro materiály v požární ochraně, J.Seidl & spol.,s.r.o., Praha, 2010. p. 21 -24.
- [69] Vašátko, E., ústní sdělení, 2010.
- [70] Karpaš, J., Hodnocení požární odolnosti ocelových konstrukcí podle Eurokódů. Informace č.37 – technický zpravodaj pro materiály v požární ochraně, J.Seidl & spol.,s.r.o., Praha, 2010. p. 16 -28.
- [71] ThyssenKrupp Stahl Material Specifications, Material Specification 440, November 2004. p. 2.
- [72] ČSN EN 10045-1: Kovové materiály. Zkouška rázem v ohybu podle Charpyho, Část 1: Zkušební metoda ( V a U vruby).
- [73] ČSN 42 0382: Zkouška rázem v ohybu za snížených teplot.
- [74] ČSN 42 0383: Zkouška rázem v ohybu za zvýšených teplot.
- [75] ČSN 42 0350: Stanovení teploty křehkosti konstrukčních ocelí zkouškou rázem v ohybu.
- [76] ČSN EN 10025-2 (42 0904) Výrobky válcované za tepla z konstrukčních ocelí - Část 2: Technické dodací podmínky pro nelegované konstrukční oceli.
- [77] ČSN EN ISO 6507 Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse.
- [78] ASTM E 466 Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Test of Metallic Materials.
- [79] Kunz, L. Experimentální stanovení únavových charakteristik materiálů. EDIS, ŽU, Žilina, 2003.
- [80] ČSN EN 1993-1-9: Navrhování ocelových konstrukcí – Část 1-9: Únava
- [81] ČSN 42 0351: Kovové materiály - Zkoušení tečení jednoosým tahem - Zkušební metoda.
- [82] ČSN EN 10025+A1 Výrobky válcované za tepla z nelegovaných konstrukčních ocelí.
- [83] <http://www.347.vsb.cz/files/pis73/vtzss-program2.pdf>

## Seznam prací disertanta

- [1] Pindor, L., Michalek, K. Konstrukční ocel se zvýšenou odolností proti tepelným účinkům požáru. In Den interních doktorandů 2004, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, VŠB-TU Ostrava, 24.11. 2004, Ostrava, p. 48- 49.
- [2] Pindor, L., Michalek, K. Fire resistant steel for a building construction. In International Students Day of Metalurgy 2005, Faculty of Metallurgy and Materials Engineering, VŠB-TU Ostrava, 26 - 28.5. 2005, Ostrava, p. 81-85.
- [3] Pindor, L., Michalek, K. Study of Secondary Phases in the Microalloyed Steel. In Den interních doktorandů 2005, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 12.12. 2005, Ostrava, p. 8- 9.
- [4] Pindor, L., Michalek, K., Matějka, V. Využití termoevoluční analýzy pro stanovení druhu a množství nitridických a karbonitridických fází v konstrukčních ocelích. In 22. celostátní konference se zahraniční účastí, Teorie a praxe výroby a zpracování oceli, 4-5.4. 2006 Rožnov pod Radhoštěm, Ostrava, p. 42-47.
- [5] Pindor, L., Matějka, V., Kozelský, P., Michalek, K., Gigacher, G. Investigation into secondary phases in steels microalloyed with vanadium and nitrogen. Ironmaking & steelmaking, 2008. Vol. 35, No. 2, p. 124-128.
- [6] Pindor, L. Perspektiva protipožárních ocelí. Informace č.37 – technický zpravodaj pro materiály v požární ochraně, J.Seidl & spol.,s.r.o., Praha, 2010. p. 21 -24.
- [7] Pindor L. Historie výzkumu a vývoje vysokopevnostní oceli pro výrobu řetězů třídy 10 v Třineckých železárnách, a.s. Hutnické listy, 2009, č.2, p. 44 – 49.